

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Л. А. Мальцева, М. А. Гервасьев

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

3-е издание, переработанное и дополненное

*Допущено учебно-методическим объединением по образованию
в области металлургии в качестве **учебного пособия**
для студентов высших учебных заведений, обучающихся
по направлению 150100 – Металлургия*

Екатеринбург
УрФУ
2012

УДК 66.017 (075.8)

ББК 30.3 я 73

М21

Рецензенты:

кафедра «Технология металлов» Уральского государственного лесотехнического университета (зав. кафедрой проф., д-р техн. наук Б.А. Потехин);
проф., д-р техн. наук Б.Н. Гузанов (РГППУ)

Научный редактор – проф., д-р техн. наук В.Р. Бараз

Мальцева, Л.А.

М21 Материаловедение : [учебное пособие]. 3-е изд. перераб. и дополн. /
Л.А. Мальцева, М.А. Гервасьев. — Екатеринбург : УрФУ, 2012. — 344 с.

ISBN 978-5-321-02122-4

Учебное пособие предназначено для студентов всех форм обучения металлургических и механических специальностей при изучении курса «Материаловедение». В пособии рассмотрены кристаллическое строение металлов, закономерности формирования структуры металлов при затвердевании, пластической деформации и термической обработке; показана взаимосвязь комплекса физико-механических свойств металлов и сплавов со структурой; описаны фазы, образующиеся в сплавах, и диаграммы состояния двойных систем.

Уделено внимание теории и технологии термической обработки и другим видам упрочнения. Рассмотрены некоторые структурные классы сталей, цветные металлы и композиционные материалы.

Библиогр.: 12 назв. Рис. 124. Табл. 36

УДК 66.017 (075.8)

ББК 30.3 я 73

ISBN 978-5-321-02122-4

© Уральский федеральный
университет, 2012

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	7
Глава 1. Кристаллическое строение металлов.....	9
1.1. Общая характеристика и структурные методы исследования металлов.....	9
1.2. Атомно-кристаллическая структура металлов.....	13
1.3. Дефекты кристаллов.....	20
Глава 2. Кристаллизация металлов и строение слитка.....	25
2.1. Кристаллизация чистых металлов.....	25
2.2. Строение металлического слитка.....	33
2.3. Полиморфные магнитные превращения.....	37
Глава 3. Механические свойства.....	39
3.1. Испытания на твердость.....	40
3.2. Испытания на растяжение.....	43
3.3. Испытания на изгиб.....	49
3.4. Испытания на ударную вязкость.....	52
Глава 4. Деформация и разрушение.....	54
4.1. Упругая деформация.....	54
4.2. Механизм пластического деформирования.....	55
4.3. Разрушение металлов.....	63
Глава 5. Влияние нагрева на структуру и свойств деформирован- ного металла.....	68
5.1. Возврат.....	69
5.2. Рекристаллизация.....	70
5.3. Холодная и горячая деформации.....	76
Глава 6. Двойные сплавы.....	77
6.1. Фазы в сплавах.....	78
6.2. Диаграммы состояния систем.....	86
6.2.1. Диаграмма состояния с отсутствием растворимости в твердом состоянии и эвтектическим превращением.....	89
6.2.2. Диаграмма состояния с химическими соединениями	95
6.2.3. Диаграмма состояния с неограниченной раствори- мостью компонентов в твердом состоянии.....	96
6.2.4. Диаграмма состояния с ограниченной раствори- мостью компонентов в твердом состоянии.....	98
6.2.5. Диаграммы с ограниченной растворимостью компонентов в жидком состоянии.....	106
6.2.6. Диаграмма состояния с наличием полиморфных превращений у компонентов.....	108
Глава 7. Диаграмма состояния железо-углеродистых сплавов.....	114
7.1. Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом.....	115

7.2. Превращения в сплавах системы железо-цементит.....	116
7.2.1. Фазовый состав.....	116
7.2.2. Кристаллизация сталей.....	118
7.2.3. Сплавы с содержанием углерода выше 2,14 %	128
7.3. Превращения в сплавах системы железо-графит.....	131
Глава 8. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства сталей	134
8.1. Влияние легирующих элементов на равновесную структуру сталей.....	138
8.2. Классификация сталей.....	143
8.2.1. Углеродистые стали	146
8.2.1.1. Углеродистые стали обыкновенного качества.....	146
8.2.1.2. Углеродистые качественные стали.....	149
8.2.2. Легированные стали.....	151
8.3. Чугун.....	153
8.3.1. Серые чугуны.....	154
8.3.2. Высокопрочные чугуны.....	160
8.3.3. Чугун с вермикулярным графитом.....	162
8.3.4. Ковкие чугуны.....	163
Глава 9. Фазовые превращения в сплавах железа (теория термической обработки стали).....	165
9.1. Превращение ферритно-карбидной структуры в аустенит при нагреве.....	165
9.2. Рост зерна аустенита при нагреве.....	169
9.3. Превращение переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита).....	172
9.4. Перлитное превращение.....	175
9.5. Мартенситное превращение в стали.....	179
9.6. Промежуточное (бейнитное) превращение.....	186
9.7. Изотермическое превращение аустенита в легированных сталях.....	189
9.8. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении.....	191
9.9. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита.....	193
9.10. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали).....	195
9.11. Термическое и деформационное старение углеродистой стали.....	202
Глава 10. Технология термической обработки стали.....	204
10.1. Отжиг стали.....	204
10.2. Закалка стали.....	210
10.3. Отпуск.....	219

10.4. Термомеханическая обработка (ТМО).....	222
10.5. Дефекты, возникающие при термической обработке стали	223
10.6. Поверхностная закалка.....	224
10.6.1. Закалка с индукционным нагревом.....	224
10.6.2. Закалка с газоплазменным нагревом.....	226
10.6.3. Поверхностная закалка при нагреве лазером.....	226
Глава 11. Химико-термическая обработка.....	227
11.1. Цементация.....	228
11.2. Азотирование.....	230
11.3. Цианирование.....	232
11.4. Диффузионное насыщение деталей металлами и неметаллами.....	232
11.4.1. Алитирование.....	233
11.4.2. Борирование.....	233
Глава 12. Конструкционные стали и сплавы.....	234
12.1. Низколегированные строительные стали (ГОСТ 538-88, ГОСТ 27772-88).....	235
12.2. Низколегированные цементуемые стали (ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71).....	237
12.3. Улучшаемые легированные стали.....	238
12.4. Высокопрочные стали.....	240
12.5. Рессорно-пружинные стали.....	242
12.6. Подшипниковые стали.....	244
12.7. Износостойкие стали.....	247
12.8. Коррозионно-стойкие материалы.....	248
12.9. Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы.....	252
12.9.1. Критерии жаропрочности.....	255
12.9.2. Влияние структуры на жаропрочность сплавов.....	256
12.9.3. Жаропрочность сталей и сплавов цветных метал- лов.....	258
Глава 13. Инструментальные стали и сплавы.....	260
13.1. Стали и сплавы для режущего инструмента.....	260
13.2. Металлокерамические твердые сплавы (ГОСТ 3882-74)..	265
13.3. Стали для измерительного инструмента.....	267
13.4. Штамповые стали.....	268
Глава 14. Медь и ее сплавы.....	271
14.1. Свойства меди.....	271
14.2. Медные сплавы.....	272
14.3. Сплавы меди с оловом.....	278
14.4. Сплавы меди с алюминием, бериллием, свинцом и хромом	281
14.5. Медноникелевые сплавы.....	283
Глава 15. Алюминий и его сплавы.....	284

15.1. Классификация алюминиевых сплавов.....	284
15.2. Деформируемые алюминиевые сплавы.....	288
15.3. Литейные алюминиевые сплавы.....	289
15.4. Спеченные алюминиевые сплавы.....	291
Глава 16. Титан и сплавы на его основе.....	292
16.1. Свойства титана.....	292
16.2. Фазовые превращения в титановых сплавах.....	294
16.3. Термическая обработка титановых сплавов.....	300
Глава 17. Бериллий и его сплавы.....	301
17.1. Свойства бериллия.....	301
17.2. Бериллиевые сплавы.....	302
Глава 18. Магний и его сплавы.....	304
Глава 19. Никель и сплавы на его основе.....	308
Глава 20. Подшипниковые сплавы (баббиты).....	313
Глава 21. Композиционные материалы.....	316
21.1. Принципы создания и основные типы композиционных материалов.....	316
21.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы.....	319
21.3. Волокнистые композиционные материалы.....	321
21.3.1. Упрочнение волокнами.....	321
21.3.2. Армирующие материалы и их свойства.....	323
21.4. Получение композиционных материалов на металлической основе, армированных волокнами.....	330
21.5. Эвтектические композиционные материалы.....	332
21.6. Композиционные материалы на неметаллической основе.....	333
21.6.1. Свойства и применение композиционных материалов на неметаллической основе.....	334
21.7. Свойства и применение композиционных материалов на металлической, керамической и углеродной основах.....	339
Библиографический список.....	343

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение – наука о материалах, их строении и свойствах. По применению в технике металлы и их сплавы являются самым обширным и универсальным классом материалов.

В курсе “Материаловедение” изучается зависимость между составом, строением и свойствами металлов и сплавов, а также закономерности их изменения под действием внешних факторов: тепловых, химических, механических, электромагнитных и радиоактивных.

Как любая наука, материаловедение представляет собой совокупность знаний, включающих разделы химии, физики, кристаллографии, физической химии, а также знания, полученные экспериментальным путем.

Развитие любой науки определяется появлением новых идей и новых методов исследования. Это подтверждает и история развития металловедения. Начальник Златоустовских оружейных заводов горный инженер П. П. Аносов, работая над раскрытием тайны изготовления булатных клинков, в 1831 г. впервые в истории применил микроскоп для изучения строения стали, подвергнув для этого ее полированную поверхность химическому травлению. Затем он наблюдал ее в микроскоп в отраженном свете. Английский металлург Г. Сорби использовал в 1864 г. аналогичный метод для изучения строения железных метеоритов. Эти работы положили начало микроструктурному анализу металлов, который до сих пор является наиболее распространенным методом исследования в металловедении.

Великий русский металлург Д. К. Чернов, выясняя причины низкой прочности стальных орудий на Обуховском заводе в Петербурге, открыл в 1868 г. критические точки (температуры) превращений в стали и связал с ними выбор режима термообработки для получения необходимых свойств. Это открытие оказало определяющее влияние на последующее становление и развитие науки о металлах.

Последователь Д. К. Чернова инженер Ф. Осмонд, работавший на оружейном заводе Крезе (Франция), применил изобретенную Ле-Шателье платинородий-платиновую термопару для установления критических точек в сталях методом термического анализа (по появлению тепловых эффектов превращений) и использовал изобретенный Ле-Шателье специализированный металл-микроскоп для выяв-

ления структурных составляющих в сталях после различной их обработки.

К началу 90-х гг. XIX в. закончился подготовительный период в развитии металловедения. В 1892 г. Осмонд предложил называть новую науку, описывающую строение металлов, *металлографией*. Последние годы XIX в. и первые два десятилетия XX в. можно назвать периодом классической металлографии, основными методами которой являлись микроструктурный и термический анализы. С помощью этих методов экспериментально была построена диаграмма состояния системы железо-углерод, а затем диаграммы состояния множества других систем. Научной базой построения этих диаграмм являлась хорошо развитая к тому времени термодинамическая теория гетерогенных равновесий и прежде всего правило фаз Дж. Гиббса (1876 г.).

К 20-м г. нашего столетия были накоплены экспериментальные данные о структуре и свойствах разнообразных металлов и сплавов, установлены важные для практики закономерности влияния химического состава и структуры на свойства сплавов, а также закономерности изменения структуры и свойств металлов и сплавов при тепловом и механическом воздействии. Содержание науки о металлах вышло за рамки классической металлографии. Получило распространение более емкое ее название – *металловедение*.

В 1912 г. М. Лауэ открыл явление дифракции рентгеновских лучей на кристаллах, а профессор Петербургского университета Г. В. Вульф и английский физик У.Л. Брэгг вывели простую формулу, связывающую длину волны дифрагированных лучей и межплоскостное расстояние. Начиная с 20-х гг., рентгеноструктурный анализ становится основным методом исследования атомно-кристаллического строения металлов и сплавов.

Исключительно важным было широкое применение, начиная с 50-х гг. XX в., электронной микроскопии, позволившей глубоко исследовать структуру металлических материалов.

Все основные физико-химические свойства металлов и сплавов определяются их атомно-кристаллическим строением и местом металлов в периодической системе элементов, и именно поэтому наука о металлах начинается с изучения кристаллического строения металлов.

Учебное пособие написано в соответствии с программой курса “Материаловедение” для высших учебных заведений, который является одним из основных в цикле дисциплин, определяющих подготовку инженеров-металлургов и инженеров-механиков. При написании учебного пособия использованы следующие учебники [2-8, 10,11] и учебные пособия [1, 9], в которых более полно рассматриваются соответствующие разделы курса.

ГЛАВА 1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1.1. Общая характеристика и структурные методы исследования металлов

Все металлы и металлические сплавы – тела кристаллические, атомы (ионы) расположены в металлах закономерно в отличие от аморфных тел, в которых атомы расположены хаотично.

Металлы (если их получают обычным способом) представляют собой поликристаллические тела, состоящие из большого числа мелких ($10^{-1} \dots 10^{-4}$ см), различно ориентированных по отношению друг к другу кристаллов. В процессе кристаллизации они приобретают неправильную форму и называются кристаллитами, или *зернами*.

Металлы в твердом и отчасти в жидком состояниях обладают рядом характерных свойств:

- высокими теплопроводностью и электрической проводимостью;
- положительным температурным коэффициентом электрического сопротивления; с повышением температуры электрическое сопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов (~30) обладает сверхпроводимостью (у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электрическое сопротивление падает скачкообразно, практически до нуля);
- термоэлектронной эмиссией, т.е. способностью испускать электроны при нагреве;
- хорошей отражательной способностью: металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;
- повышенной способностью к пластической деформации.

Наличие этих свойств и характеризует так называемое *металлическое состояние веществ*.

Чистые металлы в обычном структурном состоянии обладают низкой прочностью и не обеспечивают во многих случаях требуемых свойств, поэтому они применяются сравнительно редко. Наиболее широко используются сплавы, которые получают сплавлением или спеканием порошков двух или более металлов или металлов с неметаллами. Они обладают характерными свойствами, присущими металлическому состоянию. Химические элементы, образующие сплав, называют *компонентами*. Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов.

В металловедении широко используются понятия “система”, “фаза”, “структура”. Совокупность фаз, находящихся в состоянии, равновесия, называют *системой*. *Фазой* называют однородные (гомогенные) составные части системы, имеющие одинаковый состав, кристаллическое строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние и отделяются одна от другой поверхностями раздела. Под *структурой* понимают форму, размеры и характер взаимного расположения соответствующих фаз в металлах и сплавах.

Структурными составляющими сплава называют обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение, с присущими им характерными особенностями.

Различают *макροструктуру* (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30 – 40 раз) и *микροструктуру* (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях).

Макροструктуру исследуют на специальных макрошлифах (темплетах). Для приготовления макрошлифа образцы вырезают из крупных заготовок (слитков, поковок и т. д.) или изделий, поверхность которых шлифуют, полируют, а затем подвергают травлению специальными реактивами.

При исследовании макрошлифа можно обнаружить форму и расположение зерен в литом металле (см. рис. 1, а, б); волокна (деформированные кристаллиты) в поковках и штамповых заготовках (рис. 1, в), дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д.); химическую неоднородность сплава, вызванную процессом кристаллизации или

созданную термической или химико-термической (цементация, азотирование и т. д.) обработкой.

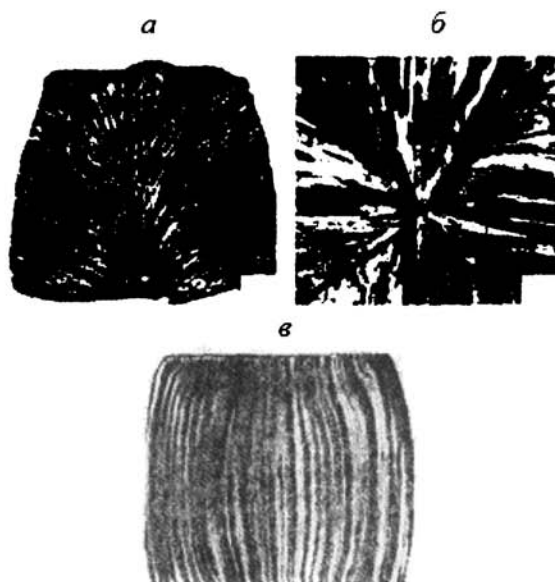


Рис. 1. Макроструктура излома слитка цинка (а), слитка меди (б) и деформированной стали (в)

Микроструктура показывает (см. рис. 2, а, б) размер и форму зерен, взаимное расположение фаз, их форму и размеры.

Для определения микроструктуры из исследуемого металла изготавливают микрошлиф, т. е. небольшой образец, одну из плоскостей которого тщательно шлифуют, полируют и подвергают травлению специальными реактивами.

Микроструктуру металлов наблюдают в микроскопе – оптическом или электронном.

Разрешающая способность оптического микроскопа, т.е. минимальная величина объекта (детали структуры), которая различима с его помощью, не превышает 0,2 мкм (200 нм). Полезное увеличение в оптическом микроскопе достигает примерно 2000 раз.

Разрешающая способность электронных микроскопов значительно выше оптических. Использование электронных лучей, обла-

дающих очень малой длиной волны $(0,04-0,12) \cdot 10^{-1}$ нм, дает возможность различать детали изучаемого объекта размером до $0,2-0,5$ нм.

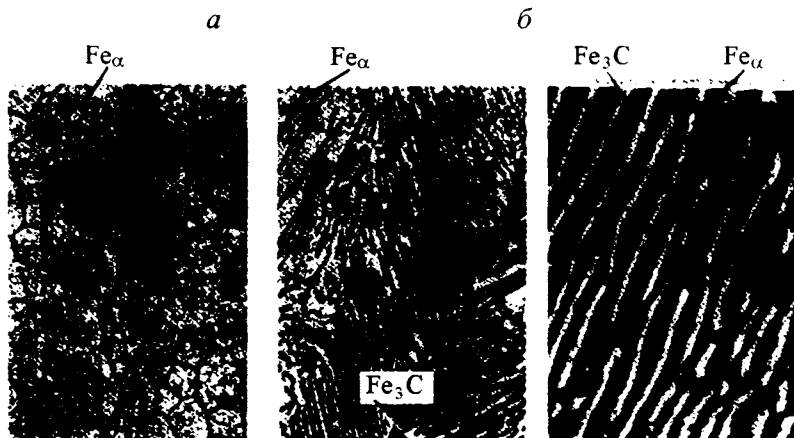


Рис. 2. Микроструктура железа (а) и стали с 0,8 % С (б, в):
а – $\times 250$; б – $\times 300$; в - электронная микрофотография, $\times 5000$

Для оценки металлургического качества металла, закономерностей процесса разрушения, влияния структурных, технологических и других факторов на разрушение широко применяют методы фрактурграфии – области знания о строении изломов.

Под изломом понимают поверхность, образующуюся в результате разрушения металла. Вид излома определяется условиями нагружения, кристаллографическим строением и микроструктурой металла (сплава), формируемой технологией его выплавки, обработки давлением, термической обработки, температурой и средой, в которой работает конструкция.

Изломы изучают на макро- и микроуровне (при увеличениях до 50 тыс. крат и выше). Метод визуального изучения изломов, а также с помощью светового микроскопа при небольших увеличениях, называется *фрактографией*. Исследование особенностей тонкой структуры изломов под электронным или растровым микроскопом называется *микрофрактографией*.

Для изучения атомно-кристаллического строения применяют *рентгеноструктурный анализ*. Он основан на дифракции рентгеновских лучей с очень малой длиной волны (0,02–0,2 нм) рядами атомов в кристаллическом теле. Для этой цели кроме рентгеновских лучей используют электроны и нейтроны, которые также дают дифракционные картины при взаимодействии с ионами (атомами) металла.

В металловедении все шире применяют метод *рентгеноспектрального микроанализа (РСМА)* для изучения распределения примесей и специально введенных элементов в сплавах. Метод РСМА определяет химический состав микрообластей на металлографическом шлифе, при этом достигается разрешение порядка микрометров.

Для изучения металлов и сплавов нередко используют *физические методы исследования* (тепловые, объемные, электрические, магнитные). В основу этих исследований положены взаимосвязи между изменениями физических свойств и процессами, происходящими в металлах и сплавах при их обработке или в результате тех или иных воздействий (термических, механических и др.). Наиболее часто применяют *дифференциальный термический анализ* (построение кривых охлаждения в координатах температура – время) и *дилатометрический метод*, основанный на изменении объема при фазовых превращениях. Для ферромагнитных материалов применяется магнитный анализ.

1.2. Атомно-кристаллическая структура металлов

Под *атомно-кристаллической структурой* понимают взаимное расположение атомов (ионов), существующее в реальном кристалле.

В твердом состоянии металл представляет собой постройку, состоящую из положительно заряженных ионов, омываемых “газом” из свободных коллективизированных электронов. Связь в металле осуществляется электростатическими силами. Между ионами и коллективизированными электронами проводимости возникают электростатические силы притяжения, которые стягивают ионы. Такая связь называется *металлической*.

Силы связи в металлах определяются силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии один от другого, при котором энергия взаимодействия минимальна. Как видно из рис. 3, этому по-

ложению соответствует равновесное расстояние a_0 . Сближение атомов (ионов) на расстояние, меньшее a_0 , или удаление их на расстояние, большее a_0 , осуществимо лишь при совершении определенной работы против сил отталкивания и притяжения. Поэтому в металле атомы располагаются закономерно, образуя правильную кристаллическую решетку, что соответствует минимальной энергии взаимодействия атомов.

Кристаллическая решетка (см. рис. 4) состоит из воображаемых линий и плоскостей, проходящих через точки расположения ионов в пространстве. В случае двухмерного изображения элементарная ячейка будет представлять собой плоский атомный узор в виде параллелограмма, в трехмерном пространстве она будет изображаться параллелепипедом. Жирными линиями выведен наименьший параллелепипед, последовательным перемещением которого вдоль трех своих осей может быть построен весь кристалл.

В результате весь кристалл можно составить, подгоняя друг к другу такие идентичные блоки, как элементарные ячейки.

Этот наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла в любом объеме, получил название элементарной кристаллической ячейки.

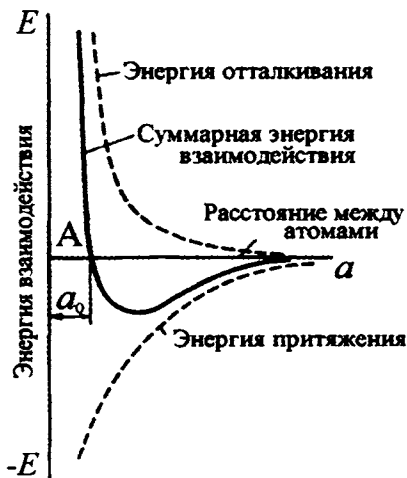


Рис. 3. Схема энергии взаимодействия двух атомов в зависимости от межатомного расстояния

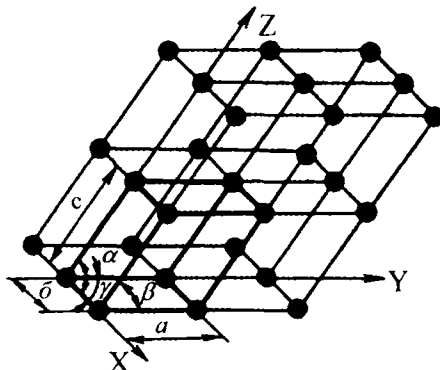


Рис. 4. Схема кристаллической решетки

Для однозначной ее характеристики необходимо знать следующие величины: три ребра (a , b и c) и три угла между осями α , β и γ (рис. 4).

Большинство металлов образует одну из следующих высоко-симметричных решеток с плотной упаковкой атомов: кубическую объемно-центрированную, кубическую гранецентрированную и гексагональную (см. рис. 5).

Как видно из рис. 5, *а*, в кубической объемно-центрированной решетке (ОЦК) атомы расположены в вершинах куба и один атом в центре объема куба. Кубическую объемно-центрированную решетку имеют металлы: Pb, K, Na, Li, Ti_β, Zr_β, Ta, W, V, Fe_α, Cr, Nb, Ba и др.

В кубической гранецентрированной решетке (ГЦК) атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (см. рис. 5, *б*). Решетку такого типа имеют металлы: Ca_α, Ce, Sr_α, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ir, Fe_γ, Si, Co_α и др.

В гексагональной решетке (рис. 5, *а*) атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома – в средней плоскости призмы. Такую упаковку атомов имеют металлы: Mg, Ti_α, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co_β, Be, Ca_β и др.

Расстояния a , b , c между центрами ближайших атомов в элементарной ячейке (рис. 5) называются *периодами решетки*. Период решетки выражается в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$). Периоды решетки для большинства металлов находятся в пределах 0,1–0,7 нм.

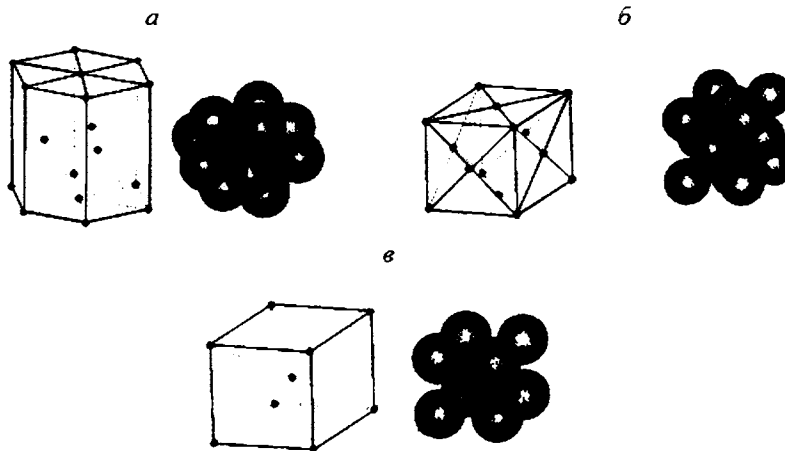


Рис. 5. Плотная упаковка шаров, соответствующая расположению атомов в ГПУ (а), ГЦК (б) и ОЦК (в) решетках

Плотность упаковки кристаллической решетки это число атомов, приходящихся на данную элементарную ячейку. На одну элементарную ячейку объемно-центрированной решетки приходится два атома: один в центре куба, другой вносят атомы, располагающиеся в вершинах куба (каждый атом в вершине куба одновременно принадлежит восьми сопряженным элементарным ячейкам и на данную ячейку приходится лишь $1/8$ массы этого атома, а на всю ячейку $((1/8) \times 8 = 1$ атом).

На элементарную ячейку гранецентрированной кубической решетки приходится четыре атома; из них один (по такому же расчету, как и для объемно-центрированной кубической решетки) вносят атомы в вершинах куба, а три суммарно $((1/2) \times 6 = 3)$ вносят атомы, находящиеся на середине грани, так как каждый из таких атомов принадлежит двум решеткам.

На элементарную ячейку гексагональной плотноупакованной решетки приходится шесть атомов $(3 + (1/6) \times 12 + (1/2) \times 2 = 6)$.

Координационным числом (КЧ) называют число ближайших соседей, окружающих данный атом, находящихся на равном и

наименьшем расстоянии от данного атома (рис. 6, а). Чем выше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов.

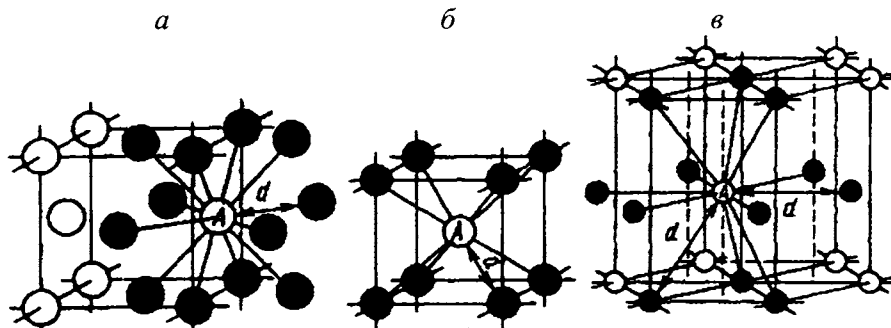


Рис. 6. Схема, показывающая число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома А в разных кристаллических решетках: а – К8; б – К12; в – Г12

В элементарной ячейке объемно-центрированной кубической решетки наименьшее расстояние между атомами соответствует $d = 0,5a\sqrt{3}$. На этом расстоянии от данного атома находятся 8 соседей (рис. 6, б). Следовательно, координационное число для ОЦК решетки соответствует 8 и обозначается К8. Коэффициент компактности ячейки, определяемый как отношение объема, занятого атомами, к объему ячейки составляет для ОЦК решетки 68 %.

Для гранецентрированной кубической решетки координационное число равно 12 (К12); каждый атом имеет 12 ближайших соседей на расстоянии $d = 0,5a\sqrt{2}$ (рис. 6, а), что соответствует наибольшей плотности упаковки или укладки в виде шаров. Гексагональная плотноупакованная решетка, для которой $c/a = 1,633$ (например Mg и Co), имеет координационное число 12 (К12), что также соответствует наибольшей плотности упаковки шаров (атомов) (рис. 6, в). У многих металлов, кристаллизующихся в гексагональной системе, отношение c/a находится в пределах 1,57–1,64, т. е. может отклоняться от плотнейшей упаковки, при которой $c/a = 1,633$. Если отношение c/a значительно отличается от 1,633 (например, для цинка и кадмия $c/a > 1,633$), то координационное число гексагональной решетки соответствует 6. При расположении атомов малой осью вдоль z отношение $c/a < 1,633$ (Be, Ti_α, Zr_α).

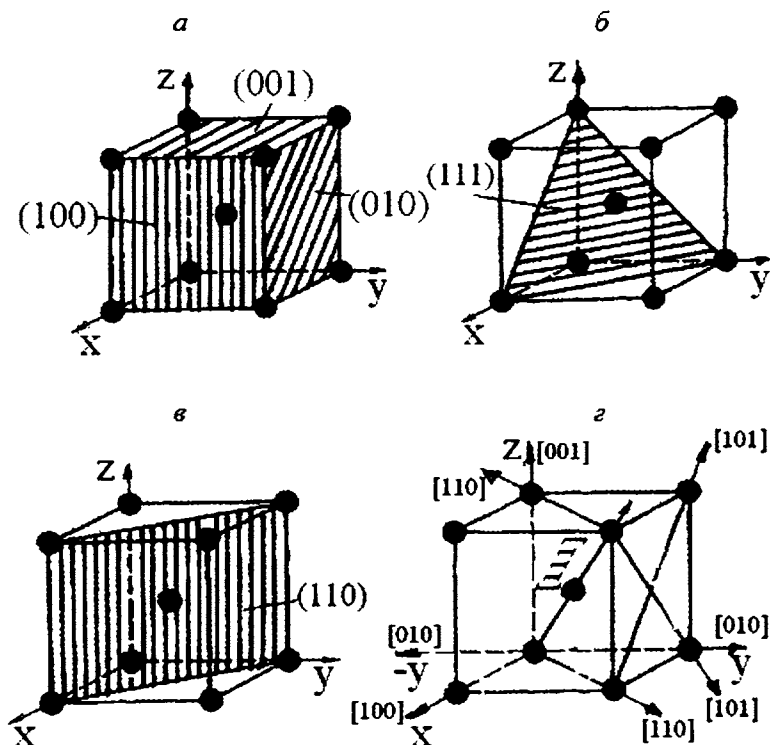


Рис. 7. Индексы кристаллографических плоскостей (а) - (в) и направлений (г) в ОЦК решетке

Гранецентрированная кубическая и гексагональная плотно-упакованная ($c/a = 1,633$) решетки – наиболее компактные; в них коэффициент компактности равен 74 %.

Кристаллографические обозначения атомных плоскостей. Для определения положения атомных плоскостей (проходящих через атомы) в кристаллических пространственных решетках пользуются индексами ($h\ k\ l$), представляющими собой три целых рациональных числа, являющихся величинами, обратными отрезкам осей, отсекаемым данной плоскостью на осях координат. Единицы длины вдоль осей выбирают равными длине ребер элементарной ячейки. Эти числа заключают в круглые скобки.

Приведем примеры обозначения плоскостей. Установим первоначально индексы для плоскости куба. Каждая плоскость куба пересекает только одну ось (см. рис. 7, а), при этом отсекаемые отрезки будут равны $(1, \infty, \infty)$; $(\infty, 1, \infty)$; $(\infty, \infty, 1)$. Обратные величины отсекаемых отрезков будут соответственно равны: $(1, 0, 0)$; $(0, 1, 0)$; $(0, 0, 1)$. Индексы плоскости $(h\ k\ l)$ будут (100) , (010) , (001) , $(\bar{1}00)$, $(0\bar{1}0)$ и $(00\bar{1})$. Знак минус над индексом соответствует отрицательным отрезкам.

Следует иметь в виду, что индексы характеризуют не одну какую-либо плоскость, а целую группу параллельных плоскостей. Совокупность однотипных эквивалентных плоскостей заключают в фигурные скобки.

Индексы направлений. Индексы направлений $[u\ v\ w]$ – три целых простых числа, являющиеся координатами узла от ближайшего начала ординат, расположенного на этом направлении. Для определения индексов направлений расположения рядов атомов в кристаллической решетке необходимо из семейства параллельных плоскостей выбрать направление плоскостей, проходящих через начало координат. Далее, приняв за единицу длину ребра элементарной ячейки (или период решетки), определяют координаты любой точки этого направления. Полученные значения координат точки приводят к отношению трех наименьших чисел. Эти числа, заключенные в квадратные скобки $[u\ v\ w]$, являются индексами данного направления и всех параллельных ему направлений. Основные направления в кубической решетке приведены на рис. 7, з. Индексы осей решетки x – $[100]$, y – $[010]$ и z – $[001]$. Индексы пространственной диагонали $[111]$. Для кубической решетки индексы направлений $[u\ v\ w]$, перпендикулярных к плоскости $(h\ k\ l)$, численно равны индексам этой плоскости. Например, индексы оси x равны $[100]$, а индексы плоскости, перпендикулярной к оси x , равны (100) .

Анизотропия свойств металлов. Можно заметить, что плотность расположения атомов по различным плоскостям (так называемая ретикулярная плотность) неодинакова. Так, плоскости (100) в ОЦК решетке принадлежит лишь один атом $((1/4) \times 4)$, плоскости ромбического додекаэдра (110) – два атома: один атом вносят атомы, находящиеся в вершинах $[(1/4) \times 4]$, и один атом находится в центре куба. В ГЦК решетке плоскостью с наиболее плотным расположением

ем атомов будет плоскость октаэдра (111), а в ОЦК решетке – плоскость (110).

Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях и направлениях решетки свойства (химические, физические, механические) каждого монокристалла зависят от направления вырезки образца по отношению к направлениям в решетке. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных направлениях называется *анизотропией*.

1.3. Дефекты кристаллов

Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. В реальных кристаллах всегда содержатся дефекты, которые подразделяют на *точечные, линейные, поверхностные и объемные*. Размеры точечного дефекта близки к межатомному расстоянию. У линейных дефектов длина на несколько порядков больше ширины; у поверхностных дефектов мала толщина, а ширина и длина больше ее на несколько порядков. Объемные дефекты (поры, трещины) имеют значительные размеры во всех трех направлениях.

Дефекты сохраняют подвижность, способны перемещаться в кристаллической решетке и при сближении взаимодействуют между собой. В большинстве случаев подвижность дефектов контролируется диффузией. Передвижение дислокаций под действием напряжений не связано с массопереносом, дислокации подвижны и при низких температурах, когда диффузия уже не играет никакой роли. К самым простым точечным дефектам относятся вакансии, межузельные атомы основного вещества, чужеродные атомы внедрения (рис. 8).

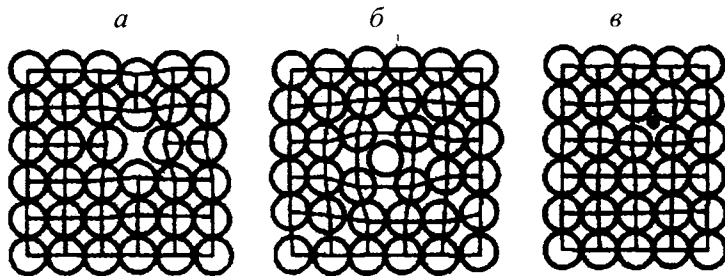


Рис. 8. Точечные дефекты в кристаллической решетке: *а* – вакансия; *б* – межузельный атом; *в* – примесный атом внедрения

Вакансией называется пустой узел кристаллической решетки, а *межузельным атомом* – атом, перемещенный из узла в позицию между узлами.

Вакансии и межузельные атомы появляются в кристаллах при любой температуре выше абсолютного нуля из-за тепловых колебаний атомов. Каждой температуре соответствует равновесная концентрация вакансий, а также межузельных атомов.

Пересыщение точечными дефектами достигается при резком охлаждении после высокотемпературного нагрева, при пластическом деформировании и при облучении нейтронами. В последнем случае концентрация вакансий и межузельных атомов одинакова: выбитые из узлов решетки атомы становятся межузельными атомами, а освободившиеся узлы становятся вакансиями.

С течением времени избыток вакансий сверх равновесной концентрации уничтожается на свободных поверхностях кристалла, порках, границах зерен и других дефектах решетки. Места, где исчезают вакансии, называются стоками вакансий. Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов; они ускоряют все процессы, связанные с перемещениями атомов (диффузия, спекание порошков и т. д.).

Все виды точечных дефектов искажают кристаллическую решетку и в определенной мере влияют на физические свойства. В технически чистых металлах точечные дефекты повышают электросопротивление, а на механические свойства почти не влияют. Лишь при больших концентрациях дефектов в облученных металлах понижается пластичность и заметно изменяются другие свойства.

Важнейшие виды линейных несовершенств – *краевые и винтовые дислокации* (см. рис. 9). Краевая дислокация в сечении представляет собой край “лишней” полуплоскости в решетке (рис. 9, *а, б*). Вокруг дислокаций решетка упруго искажена.

Мерой искажения служит так называемый вектор Бюргерса. Он получается, если обойти замкнутый контур в идеальном кристалле (см. рис. 10, *а, б*), переходя от узла к узлу, а затем этот же путь повторить в реальном кристалле, заключив дислокацию внутрь контура. Как видно на рис. 10, *б*, в реальном кристалле контур окажется незамкнутым.

Вектор *b*, который нужен для замыкания контура, называется *вектором Бюргерса*. У краевой дислокации вектор Бюргерса равен

межатомному расстоянию и перпендикулярен дислокационной линии, у винтовой дислокации – параллелен ей. Полные дислокации легко перемещаются под действием напряжений в отличие от частичных дислокаций, у которых вектор Бюргерса меньше межатомного расстояния.

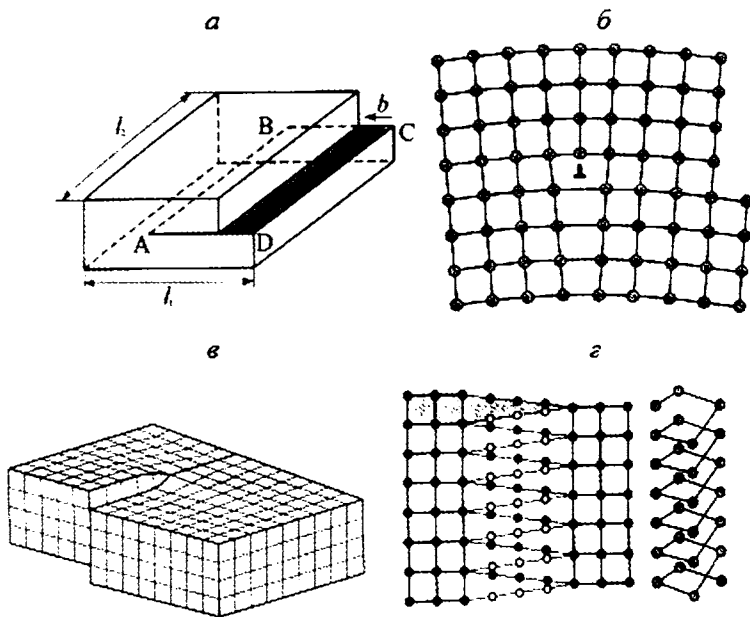


Рис. 9. Схемы краевой (*а, б*) и винтовой (*в, з*) дислокаций

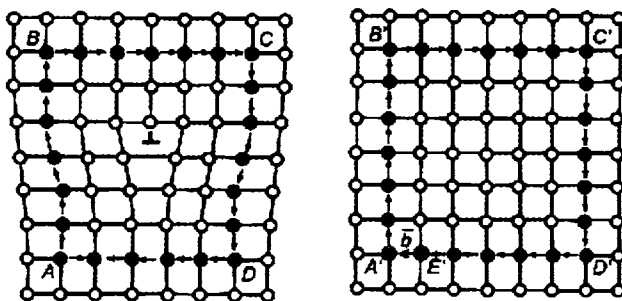


Рис. 10. Определение вектора Бюргерса

Плотность дислокаций – это суммарная длина всех линий дислокаций в единице объема. В полупроводниковых кристаллах она равна 10^4 – 10^5 см⁻², у отожженных металлов – 10^6 – 10^8 см⁻². При холодном пластическом деформировании плотность дислокаций возрастает до 10^{11} – 10^{12} см⁻². Попытка увеличить плотность свыше 10^{12} см⁻² быстро приводит к появлению трещин и разрушению металла.

Дислокации возникают при кристаллизации, плотность их большая, поэтому они значительно влияют на свойства материалов. Дислокации наряду с другими дефектами участвуют в фазовых превращениях.

Примесные атомы образуют вокруг дислокации зону повышенной концентрации – так называемую *атмосферу Коттрелла*, которая мешает движению дислокаций и упрочняет металл.

Прочность бездефектных участков (в том числе длинных и тонких “усов”, полученных кристаллизацией из газовой фазы) приближается к теоретической (рис. 11).

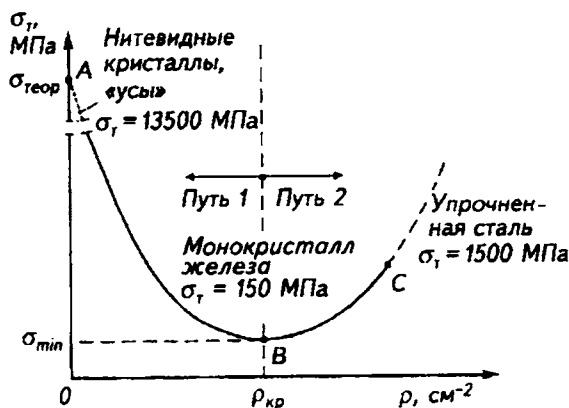


Рис. 11. Зависимость предела текучести σ_t от плотности дислокаций ρ

Наиболее важными поверхностными дефектами являются *большееугольные и малоугольные границы, дефекты упаковки, границы двойников*.

Поликристаллический сплав содержит огромное число мелких зерен. В соседних зернах решетки ориентированы различно (см. рис. 12), и граница

между зернами представляет собой переходный слой шириной 1–5 нм. В нем нарушена правильность расположения атомов, имеются скопления дислокаций, повышена концентрация примесей. Границы между зернами называются *большеугловыми*, так как соответственные кристаллографические направления в соседних зернах образуют углы в десятки градусов (рис. 12, а).

Каждое зерно, в свою очередь, состоит из субзерен (блоков). Субзерно представляет собой часть кристалла относительно правильного строения, а его границы – стенки дислокаций, которые разделяют зерно на отдельные субзерна (рис. 12, б). Угол взаимной разориентации между соседними субзернами невелик (не более 5°), поэтому такие границы называются *малоугловыми*. На малоугловых границах также скапливаются примеси.

Дефект упаковки представляет собой часть атомной плоскости, ограниченную дислокациями, в пределах которой нарушен нормальный порядок чередования атомных слоев. Например, в сплавах с ГЦК решеткой чередуются плотноупакованные слои *ABCABCAB...*, а при прохождении через дефект упаковки слои чередуются в последовательности *ABCBCABC...*

Поверхностные дефекты влияют на механические и физические свойства материалов. Особенно большое значение имеют границы зерен. Предел текучести σ_T связан с размером зерна зависимостью

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_0 и k – постоянные для данного материала. Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения. Аналогично, но более слабо влияет на механические свойства размер субзерен.

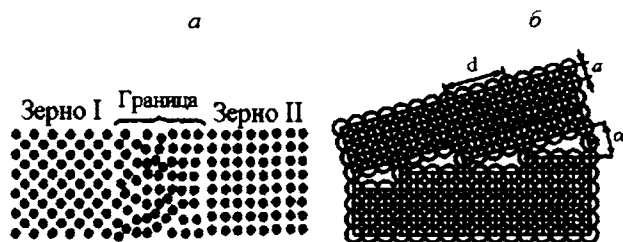


Рис. 12. Схемы строения большеугловых (а) и малоугловых (б) границ

Вдоль границ зерен и субзерен быстро протекает диффузия (во много раз быстрее, чем сквозь кристалл) особенно при нагреве. Взаимодействие между дефектами, перемещение их в кристаллах, изменение концентрации дефектов – все это отражается на свойствах и имеет большое практическое значение.

ГЛАВА 2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СТРОЕНИЕ СЛИТКА

2.1. Кристаллизация чистых металлов

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется *кристаллизацией*. Для чистых металлов существует определенная температура кристаллизации (или плавления при нагреве), которая характеризует границу между твердым и жидким состояниями. Эта температура является константой данного вещества (рис. 13). В действительности всегда наблюдается ситуация, когда жидкая фаза оказывается охлажденной ниже равновесной температуры кристаллизации, причем тем заметнее, чем выше скорость охлаждения. Разность между равновесной температурой T_0 и фактической температурой начала процесса кристаллизации T_ϕ называется *степенью переохлаждения* ΔT ($\Delta T = T_0 - T_\phi$).

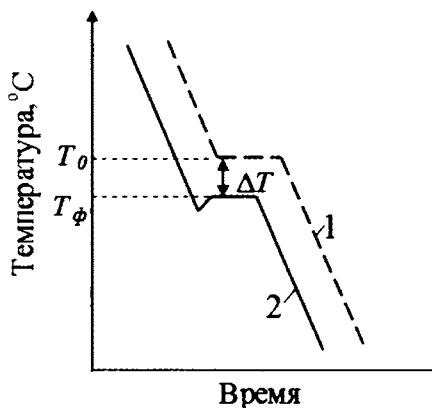


Рис. 13. Термические кривые охлаждения при кристаллизации металла в условиях равновесия (1) и переохлаждения (2)

Для жидкого металла следует говорить о наличии *ближнего порядка*, понимая под этим сохранение упорядоченного расположения частиц лишь в ограниченных микрообъемах, соизмеримых с межатомным расстоянием. Такие упорядоченные группировки называют *сиботаксисами* или *кластерами*, причем расположение частиц в них примерно повторяет характер размещения в твердом металле. Сиботаксисы являются неустойчивыми образованиями, они постоянно возникают, распадаются и непрерывно мигрируют. Время жизни этих группировок исчисляется долями секунды. Чем ниже температура жидкого металла и чем ближе она к температуре затвердевания, тем выше вероятность образования и больше время существования этих микроучастков. На их основе образуются зародыши твердого металла при кристаллизации. Однако реальный расплавленный металл не является гомогенным. В нем в виде тончайшей взвеси находятся высокодисперсные частицы тугоплавких частиц – оксидов, карбидов, нитридов и др., перешедших в расплав из шихты или образовавшихся при взаимодействии расплава со стенками тигля (или футеровкой печи) и с окружающей атмосферой. Эти дисперсные частицы оказывают сильнейшее влияние на формирование структуры отливок при кристаллизации. Кристаллизация состоит из двух одновременно идущих процессов – зарождения и роста кристаллов. Кристаллы могут зарождаться самопроизвольно – самопроизвольная кристаллизация или расти на имеющихся готовых центрах кристаллизации – несамопроизвольная кристаллизация. *Самопроизвольная кристаллизация* обусловлена стремлением вещества иметь более устойчивое состояние. *Кристаллизация* протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей энергией Гиббса (свободной энергией) G , т. е. когда энергия Гиббса кристалла меньше, чем энергия Гиббса жидкой фазы. Если превращение происходит с небольшим изменением объема, то $G = E - TS$, где E – полная энергия (внутренняя энергия фазы), T – абсолютная температура, S – энтропия. С позиций термодинамики самопроизвольное развитие необратимых процессов всегда направлено на достижение равновесного состояния, которому отвечает *минимум свободной энергии*. Движущей силой всех фазовых превращений является термодинамический стимул – разность свободных энергий конечного (устойчиво-

го) и исходного (неравновесного) состояний ΔF^1 и поэтому превращение идет, пока $\Delta F \neq 0$. Применительно к процессу затвердевания схематическое изменение свободной энергии жидкого и твердого металлов от температуры можно изобразить кривыми, представленными на рис.14.

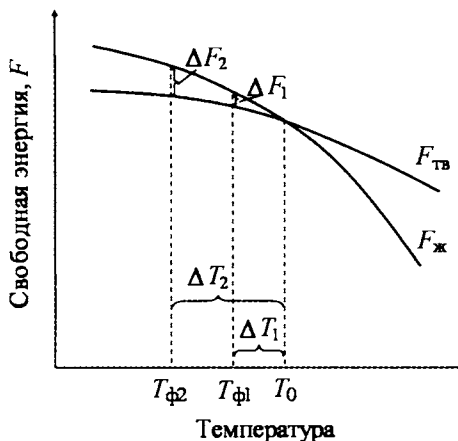


Рис. 14. Влияние температуры на изменение энергии металла в жидком и твердом состояниях (T_0 – температура кристаллизации)

Температура, отвечающая пересечению этих кривых, является равновесной температурой кристаллизации T_0 . При температуре выше T_0 свободная энергия жидкого металла ниже, чем свободная энергия твердой фазы, т.е. термодинамически устойчивым является жидкое состояние, имеющее меньшую свободную энергию. И наоборот, при температурах ниже T_0 свободная энергия твердой фазы оказывается ниже свободной энергии жидкого металла, следовательно,

¹ В металловедении в качестве показателя свободной энергии термодинамической системы часто используется функция F (свободная энергия Гельмгольца).

В случае превращений, протекающих в условиях постоянства температуры T и давления P , описание реакций дается с помощью термодинамического потенциала G (или свободной энергии Гиббса). Численное соотношение между свободными энергиями F и G характеризуются выражением $G = F + P \cdot V$. Считается, что в конденсированных системах (к которым относятся и твердые тела) при постоянном давлении превращения идут с очень малым изменением объема. В этих условиях различие между изменениями свободных энергий Гиббса G и Гельмгольца F становится незначительным и можно принять $\Delta G \approx \Delta F$.

равновесным оказывается твердое состояние. Фактическая температура кристаллизации T_{ϕ} может быть различной и зависит от скорости охлаждения. Чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура начала кристаллизации ($T_{\phi 1}$ или $T_{\phi 2}$) и тем, следовательно, больше степень переохлаждения металла ($\Delta T_2 > \Delta T_1$).

Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при *переохлаждении* металла ниже равновесной температуры T . Она увеличивается с повышением чистоты металла и ростом скорости охлаждения.

Обычная степень переохлаждения металлов при кристаллизации в производственных условиях колеблется от 10 до 30°C; при больших скоростях охлаждения она может достигать сотен градусов.

Ниже приведены значения степени переохлаждения для некоторых металлов:

<i>Me</i>	Pb	Sn	Sb	Au	Си	Fe	Ni	Co	Pt
$\Delta T, ^\circ\text{C}$	80	118	135	230	236	295	319	330	370

Самопроизвольная кристаллизация. Как указывалось выше, в жидкости имеются группировки атомов небольшого объема, в пределах которых расположение атомов вещества во многом аналогично их расположению в решетке кристалла. Эти группировки неустойчивы, они распадаются и вновь появляются в жидкости. При переохлаждении жидкости некоторые из них (наиболее крупные) становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называют *центрами кристаллизации* (зародышами). Образованию зародышей способствуют флуктуации энергии, т. е. отклонения энергии группировок атомов в отдельных зонах жидкого металла от некоторого среднего значения. Размер образовавшегося зародыша зависит от величины зоны флуктуации.

Найдем общее изменение свободной энергии ΔF при образовании зародыша твердой фазы. В этом случае интегральное изменение свободной энергии системы происходит: а) за счет перехода некоторого объема жидкой фазы с одним уровнем энергии в твердую фазу с другим уровнем энергии и б) вследствие возникновения межфазовой поверхности раздела:

$$\Delta F = -\Delta F_{\text{об}} + \Delta F_{\text{пов}}. \quad (2.1)$$

Здесь первое слагаемое $\Delta F_{\text{об}}$ учитывает изменение свободной энергии в ходе протекания фазового превращения «жидкий металл –

твердая частица», второе слагаемое $\Delta F_{\text{пов}}$ характеризует затраты энергии, необходимые на формирование поверхности раздела фаз, т.е. собственно на образование самой частицы. Более детальная запись этого соотношения может быть представлена в следующем виде:

$$\Delta F = -V \Delta f + S \sigma, \quad (2.2)$$

где V – объем зародыша; Δf – удельная разность термодинамических потенциалов при переходе жидкости в кристаллическое состояние; S – поверхность зародыша; σ – удельное поверхностное натяжение на границе кристалл - жидкость.

Появление центров изменяет термодинамический потенциал системы ΔF (рис. 15). С одной стороны, при переходе жидкости в кристаллическое состояние термодинамический потенциал уменьшается на $V \Delta f$, с другой – он увеличивается вследствие появления поверхности раздела между жидкостью и кристаллическим зародышем на величину, равную $S \sigma$.

Если условно принять, что зародыш имеет сферическую форму, то общее уравнение термодинамического потенциала

$$\Delta F = -4/3 \pi r^3 n \Delta f + 4 \pi r^2 n \sigma, \quad (2.3)$$

где r – радиус зародыша; n – число зародышей.

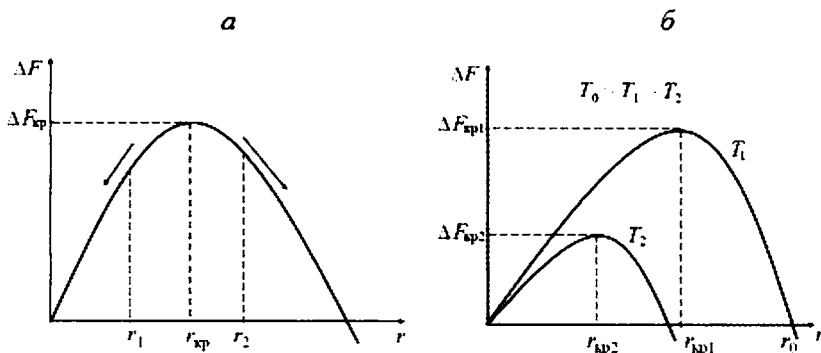


Рис. 15. Изменение свободной энергии при кристаллизации в зависимости от радиуса частицы твердой фазы (а) и температуры переохлаждения (б)

Из уравнения (2.3) следует, что зависимость изменения термодинамического потенциала от размера зародыша имеет максимум

(см. рис. 15) при некотором значении $r_{кр}$, названном *критическим*. Зародыши с размером больше критического вызывают уменьшение ΔF и поэтому являются устойчивыми, способными к росту. Зародыши, имеющие размер меньше критического, нестабильны и растворяются в жидкости, поскольку вызывают увеличение ΔF . Величину критического зародыша можно определить из соотношения:

$$r_{кр} = 2 \sigma / \Delta f. \quad (2.4)$$

Скорость процесса и окончательный размер кристаллов при затвердевании определяются соотношением между скоростью образования центров кристаллизации и скоростью роста. Первая измеряется числом зародышей, образующихся в единицу времени и единице объема ($\text{мм}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$), вторая – увеличением линейного размера растущего кристалла в единицу времени ($\text{мм}/\text{с}$). Оба процесса связаны с перемещениями атомов и зависят от температуры (рис. 16). Для металлов, которые в обычных условиях кристаллизации не склонны к большим переохлаждениям, как правило, характерны восходящие ветви кривых. При небольших степенях переохлаждения, когда зародыш критического размера велик, а скорость образования зародышей мала, при затвердевании формируется крупнокристаллическая структура.

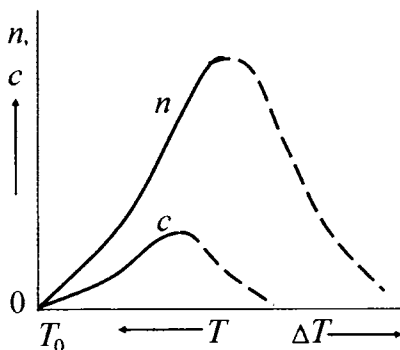


Рис. 16. Влияние степени переохлаждения ΔT на параметры кристаллизации n и c

Небольшие степени переохлаждения достигаются при заливке жидкого металла в форму с низкой теплопроводностью (земляная, шамотовая) или в подогретую металлическую форму. Увеличение переохлаждения происходит при заливке жидкого металла в холод-

ные металлические формы, а также при уменьшении толщины стенок отливки. Поскольку при этом скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, и получают более мелкие кристаллы.

При достижении таких степеней переохлаждения, когда число центров еще продолжает возрастать, а линейная скорость роста уже начинает снижаться, происходит наиболее интенсивное измельчение зерна. Помимо степени переохлаждения, а также природы металла, число зародышевых центров кристаллизации зависит от целого ряда других факторов. Известно, что перемешивание застывшего металла, встряхивание, разливка металла под давлением – все эти факторы значительно ускоряют процесс кристаллизации и способствуют получению мелкого зерна.

Несамостоятельная кристаллизация. В реальных условиях процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от имеющихся центров кристаллизации. Такими центрами, как правило, являются частицы тугоплавких неметаллических включений, оксидов, интерметаллических соединений, образуемых примесями. К началу кристаллизации центры находятся в жидком металле в виде твердых включений. При кристаллизации атомы металла откладываются на активированной поверхности примеси, как на готовом зародыше. Такая кристаллизация называется самостоятельной, или гетерогенной. При самостоятельной кристаллизации роль зародышей могут играть и стенки формы.

В жидком металле могут присутствовать и растворенные примеси, которые также вызывают измельчение структуры. Адсорбируясь на поверхности зарождающихся кристаллов, они уменьшают поверхностное натяжение на границе раздела жидкость – твердая фаза и линейную скорость роста кристаллов. Из формулы (2.4) следует, что это способствует уменьшению $r_{кр}$ и появлению новых зародышей, способных к росту. Примеси, понижающие поверхностное натяжение, называют *поверхностно-активными*.

Измельчение структуры способствует улучшению механических свойств металла. На практике для измельчения структуры металлов и сплавов широко применяют технологическую операцию, называемую *модифицированием*. Она состоит во введении в жидкий сплав перед разливкой специальных добавок – модификаторов. При модифициро-

вании в расплавленный металл добавляют в небольшом количестве определенные вещества, которые, не изменяя практически химического состава, облегчают образование зародышевых центров на всей поверхности. Эти вещества – модификаторы, должны иметь более высокую температуру плавления, чем кристаллизующийся металл, и подобную кристаллическую решетку. Только в этом случае поверхностное натяжение между модификатором и зародышем будет меньше, чем между зародышем и жидкой фазой, и, следовательно, зародыш будет образовываться на этой подкладке. В некоторых случаях роль модификатора может быть выражена неявно. Например, при модифицировании алюминия лигатурой титана последний растворяется в алюминии, а затем кристаллизуется первым в виде мельчайших частичек соединения Al_3Ti , которые обеспечивают возможность образования большого числа мелких зерен алюминия.

Кроме того, число зародышей можно увеличить, если ввести в расплав некоторое количество растворимой поверхностно-активной примеси. Атомы такой примеси, адсорбируясь на поверхности возникших зародышей, уменьшают поверхностную энергию зародышей, в результате чего устойчивыми становятся зародыши меньших размеров по сравнению со случаем, когда примеси отсутствуют. Число зародышей возрастает, зерно в затвердевшем металле измельчается.

При увеличении температуры жидкого металла примеси, играющие роль дополнительных центров кристаллизации, растворяются или дезактивируются, поэтому повышение температуры жидкого металла перед разливкой приводит к укрупнению зерна при кристаллизации. Чем выше температура нагрева жидкого металла, т.е. чем выше перегрев, тем крупнее получаются зерна после кристаллизации. Это объясняется тем, что при повышении температуры происходит растворение и дезактивация активной подкладки для образования зародышей незапланированным путем.

Наоборот, подстуживание металла перед разливкой до температур, незначительно превышающих температуру плавления металла, способствует уменьшению размера зерна. Если сильно перегретый металл охладить до более низких температур и выдержать некоторое время, то в процессе охлаждения и особенно выдержки возможно более или менее полное выделение ранее растворившихся примесей, которые вновь становятся активными подкладками для образования зародышей и устраняют действие предварительного перегрева. Чем

ближе температура подстуживания к температуре кристаллизации и чем больше выдержка, тем слабее влияние перегрева и тем мельче зерно.

Подстуживание эффективно при наличии примесей (или модификаторов), образующих фазы со структурным и размерным соответствием с основным металлом; в этом случае даже после значительных перегревов можно получить мелкое зерно, особенно если удлинить выдержку перед разливкой. Поэтому размер зерна после затвердевания чистых металлов зависит от температуры нагрева жидкого металла.

Каким бы путем не возникали зародыши в жидком металле, форма растущих кристаллов определяется способом (условиями) его охлаждения. Различают *столбчатую (дендритную)* форму зерен и *глобулярную (равноосную)*.

Столбчатые зерна возникают при наличии *градиента температур* по сечению застывающего металла в условиях повышенных скоростей охлаждения. Росту столбчатых кристаллов способствует уменьшение количества несамопроизвольно возникших зародышей. Поэтому такие факторы, как повышение скорости охлаждения, увеличение степени перегрева жидкого металла, способствуют образованию более сильно развитых столбчатых кристаллов. Если перегретый металл залить в толстостенную металлическую изложницу, то возникающие у стенок зародыши начнут вращаться в жидкую фазу в сторону, противоположную отводу тепла, образуя столбчатые кристаллы.

Глобулярные кристаллы возникают в условиях *равномерного охлаждения* застывающего металла по объему, когда градиент температур мал. Это достигается охлаждением в песочной или в земляной форме, когда возникшие зародыши будут расти во все стороны с одинаковой скоростью (т.к. теплопроводность близка к нулю), образуя равноосные или глобулярные зерна.

2.2. Строение металлического слитка

Форма и размер зерен, образующихся при кристаллизации, зависят от условий их роста, главным образом, от скорости и направления отвода теплоты и температуры жидкого металла, а также от содержания примесей.

Рост зерна происходит по дендритной (древовидной) схеме (см. рис. 17). Установлено, что максимальная скорость роста

кристаллов наблюдается по таким плоскостям и направлениям, которые имеют наибольшую плотность упаковки атомов. В результате вырастают длинные ветви, которые называются осями первого порядка. По мере роста на осях первого порядка появляются и начинают расти ветви второго порядка, от которых ответвляются оси третьего порядка и т.д. В последнюю очередь идет кристаллизация в участках между осями дендритов. Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся между собой. После этого окончательно заполняются межосные пространства и дендриты превращаются в полновесные кристаллы с неправильной внешней огранкой. Такие кристаллы называют *зернами* или *кристаллитами*. При недостатке жидкого металла для заполнения межосных пространств (например, на открытой поверхности слитка или в усадочной раковине) кристалл сохраняет дендритную форму. Такой дендрит обнаружен Д.К. Черновым на поверхности усадочной раковины стального слитка массой 100 т. На границах между зернами в участках между осями дендритов накапливаются примеси, появляются поры из-за усадки и трудностей подхода жидкого металла к фронту кристаллизации.

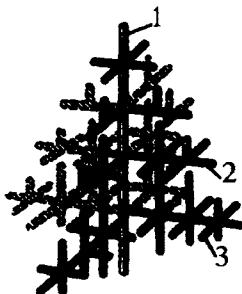


Рис.17. Схема строения дендрита: 1 - 3 – оси соответственно первого, второго и третьего порядков

Условия отвода теплоты при кристаллизации значительно влияют на форму зерен. Кристаллы растут преимущественно в направлении, обратном отводу теплоты, поэтому при направленном теплоотводе образуются столбчатые кристаллы. Если теплота от растущего кристалла отводится во всех трех направлениях с приблизительно одинаковой скоростью, формируются равноосные кристаллы.

Структура слитка зависит от многих факторов, основные из ко-

торых следующие: количество и свойства примесей в чистом металле или легирующих элементов в сплаве, температура разливки, скорость охлаждения при кристаллизации, а также конфигурация, температура, теплопроводность, состояние внутренней поверхности литейной формы. На рис. 18 приведены схемы макроструктур слитков, полученных в простой вертикальной металлической форме.

Типичная структура слитка сплавов состоит из трех зон. Жидкий металл прежде всего переохлаждается в местах соприкосновения с холодными стенками формы. Большая степень переохлаждения способствует образованию на поверхности слитка зоны 1 мелких равноосных кристаллов. Отсутствие направленного роста кристаллов этой зоны объясняется их случайной ориентацией, которая является причиной столкновения кристаллов и прекращения их роста. Ориентация кристаллов в свою очередь зависит от состояния поверхности формы (шероховатость, адсорбированные газы, влага) и наличия в жидком металле оксидов, неметаллических включений. Эта зона очень тонка и не всегда различима невооруженным глазом. Затем происходит преимущественный рост кристаллов, наиболее благоприятно ориентированных по отношению к теплоотводу. Так образуется зона 2 столбчатых кристаллов, расположенных нормально к стенкам формы.

Наконец, в середине слитка, где наблюдается наименьшая степень переохлаждения и не ощущается направленного отвода теплоты, образуются равноосные кристаллы больших размеров (зона 3).

Применяя различные технологические приемы, можно изменить количественное соотношение зон или исключить из структуры слитка какую-либо зону вообще. Например, перегрев сплавов перед разливкой и быстрое охлаждение при кристаллизации приводят к формированию структуры, состоящей практически из одних столбчатых кристаллов (см. рис. 18, б). Такая структура называется *транскристаллической*. Подобную структуру имеют слитки очень чистых металлов. Зона столбчатых кристаллов характеризуется наибольшей плотностью, но в месте стыка столбчатых кристаллов собираются нерастворимые примеси, и слитки с транскристаллической структурой часто растрескиваются при обработке давлением. Транскристаллическая структура, образуясь в сварных швах, уменьшает их прочность. Низкая температура разливки сплавов, продувка жидкого металла инертными газами, вибрация, модифицирование приводят к уменьшению и

даже исчезновению зоны столбчатых кристаллов и получению слитков со структурой, состоящей из равноосных кристаллов (рис.18, в).

В верхней части слитка, которая затвердевает в последнюю очередь, концентрируется усадочная раковина. Под усадочной раковиной металл получается рыхлым, в нем содержится много усадочных пор. Часть слитка с усадочной раковиной и рыхлым металлом отрезают. Наконец, качественная структура формируется при непрерывной разливке. В этом случае жидкий металл поступает из печи через специальное устройство непосредственно в водоохлаждаемый кристаллизатор, а затвердевший металл непрерывно вытягивается с противоположного конца кристаллизатора. При этом литой металл отличается высокой пластичностью и мелкозернистой структурой, приближаясь по качеству к деформированному металлу. Применение

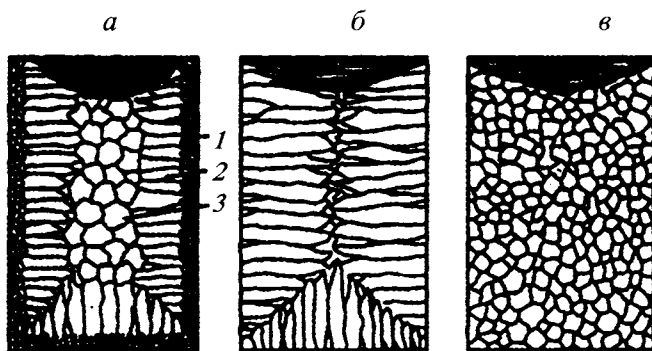


Рис. 18. Схемы макроструктур слитков: *а* - типичная; *б* - транскристаллическая; *в* - однородная мелкозернистая

этого способа разливки позволяет автоматизировать и механизировать технологический процесс, сократить производственные площади, полностью исключить применение изложниц, разгрузить обжимное оборудование, облегчить труд обслуживающего персонала, увеличить выход годного металла вследствие заполнения жидким металлом усадочной раковины. Все это приводит к уменьшению себестоимости металла.

Слитки сплавов имеют неоднородный состав. Например, в стальных слитках по направлению от поверхности к центру и снизу вверх увеличивается концентрация углерода и вредных примесей – серы и фосфора. Химическая неоднородность по отдельным зонам

слитка называется *зональной ликвацией*. Она отрицательно влияет на механические свойства. В реальных слитках, помимо зональной, встречаются и другие виды ликвации. Так, *дендритная ликвация* свойственна сплавам с широким интервалом кристаллизации. Она характеризуется неодинаковым химическим составом по сечению зерна (дендрита). Гравитационная *ликвация* образуется в результате разницы в плотностях твердой и жидкой фаз, а также при кристаллизации несмешивающихся жидких фаз. Это, например, свойственно антифрикционным сплавам олова с сурьмой и меди со свинцом. В зависимости от того, легче или тяжелее твердая фаза по сравнению с жидкой, она при кристаллизации соответственно всплывает на поверхность или опускается на дно отливки. Такое расслоение отливки (слитка) по плотности недопустимо для антифрикционных сплавов, поскольку коэффициент трения в работающей паре в большой степени зависит как от особенности, так и однородности структуры. Для уменьшения гравитационной ликвации используют встряхивание и большие скорости охлаждения отливок (слитков).

Большое научное и практическое значение имеют монокристаллы. Монокристаллы отличаются минимальными структурными несовершенствами. Получение монокристаллов позволяет изучать свойства металлов, исключив влияние границ зерен. Применение в монокристаллическом состоянии германия и кремния высокой чистоты дает возможность использовать их полупроводниковые свойства и свести к минимуму неконтролируемые изменения электрических свойств.

Монокристаллы можно получить, если создать условия для роста кристалла только из одного центра кристаллизации. Существует несколько методов, в которых использован этот принцип. Важнейшими из них являются методы Бриджмена и Чохральского.

2.3. Полиморфные и магнитные превращения

В настоящее время принято различать два типа принципиально отличных превращений, происходящих в металлах: полиморфные, связанные с превращением одной кристаллической решетки в другую; магнитные превращения, связанные с изменением магнитных свойств и не сопровождающиеся изменением кристаллической решетки.

Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в различных модификациях, т.е. в результате полиморфного превращения атомы кристалла, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что образуется кристаллическая решетка другого типа. Известны полиморфные превращения для металлов: $\text{Fe}_\alpha \rightleftharpoons \text{Fe}_\gamma \rightleftharpoons \text{Fe}_\delta$; $\text{Co}_\alpha \rightleftharpoons \text{Co}_\beta$; $\text{Ti}_\alpha \rightleftharpoons \text{Ti}_\beta$; $\text{Mn}_\alpha \rightleftharpoons \text{Mn}_\beta \rightleftharpoons \text{Mn}_\gamma \rightleftharpoons \text{Mn}_\delta$; $\text{Sn}_\alpha \rightleftharpoons \text{Sn}_\beta$ и т. д.

Полиморфное превращение протекает в том случае, если при данной температуре может существовать металл с иной кристаллической решеткой и минимальным уровнем свободной энергии. Переход чистого металла из одной полиморфной модификации в другую в равновесных условиях протекает при постоянной температуре (критической точке) и сопровождается выделением тепла при охлаждении и поглощением тепла при нагреве.

Как и в случае кристаллизации из жидкой фазы, для того чтобы полиморфное превращение протекало, необходимо некоторое переохлаждение (или перенагрев), чтобы возникла разность свободных энергий между исходной и образующейся новой модификациями. В отличие от жидкого состояния, в твердом состоянии возможно достижение очень больших степеней переохлаждения. Полиморфное превращение осуществляется, как и при кристаллизации, путем образования зародышей и их дальнейшего роста в результате перехода атомов из старой модификации в новую. Превращение может быть диффузионным и бездиффузионным (мартенситным).

В результате полиморфного превращения образуются новые кристаллические зерна, имеющие другой размер и форму, поэтому такое превращение также называют перекристаллизацией. Если нагрев металла проводился до температуры, незначительно превышающей температуру полиморфного превращения (критической точки), то получается очень мелкое зерно, что часто используется на практике для получения мелкозернистой структуры. Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением всех свойств металлов и сплавов: удельного объема, теплопроводности, электропроводности, магнитных, механических, химических и других свойств.

Все вещества по магнитным свойствам можно разделить на три группы: парамагнитные, диамагнитные и ферромагнитные.

Парамагнитные тела слабо притягиваются магнитом. Это связано с тем, что парамагнитные тела, попадая в магнитное поле, несколько намагничиваются, причем против северного полюса магнита оказывается южный полюс парамагнитного тела, в результате чего наблюдается втягивание парамагнитного тела в магнитное поле. Если парамагнитный стержень поместить в магнитное поле, то он стремится повернуться таким образом, чтобы его длинная ось оказалась параллельной магнитному полю.

Диамагнитные тела также слабо намагничиваются, но, наоборот, отталкиваются магнитом, так как, попадая в магнитное поле, они намагничиваются таким образом, что против северного полюса магнита оказывается северный же полюс диамагнитного тела, поэтому диамагнитные тела как бы выталкиваются из магнитного поля, и стержень из диамагнитного материала в магнитном поле стремится повернуться перпендикулярно магнитным силовым линиям.

Ферромагнитные материалы очень сильно намагничиваются в магнитном поле. После удаления магнитного поля они обладают остаточным магнетизмом, что позволяет использовать их в качестве постоянных магнитов. При нагреве выше определенной температуры, называемой “точкой Кюри”, ферромагнитные материалы теряют свои магнитные свойства и превращаются в парамагнитные. Для железа точка Кюри расположена при температуре около 768 °С. Изменения кристаллической решетки или микроструктуры при этом не происходит, а магнитное превращение связано только с изменением электронного состояния атомов металла. Магнитное превращение является полностью обратимым и всегда протекает без заметного температурного гистерезиса.

ГЛАВА 3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Механические свойства характеризуют поведение тел под действием механических напряжений. Такие напряжения возникают при эксплуатации металлических изделий, а также в процессе их изготовления (при литье, обработке давлением, сварке и т. п.), поэтому механические свойства – это важнейшие для инженера характеристики металлов и сплавов.

Механические свойства определяют с помощью механических

испытаний специально изготовленных образцов. Механические свойства не являются такими константами материала, как физические. Они зависят не только от химического состава и структуры материала, но и от условий испытаний: формы и размеров образца, скорости нагружения и других факторов. Большинство механических свойств очень сильно зависят от структуры, например от размера зерна и плотности дислокаций, т.е. относятся к разряду структурно-чувствительных свойств.

3.1. Испытания на твердость

Единого научного определения твердости не существует. Методы измерения твердости могут базироваться на совершенно разных принципах, причем числа твердости имеют разную размерность.

Для количественной оценки твердости наиболее широко применяют статическое вдавливание по нормали к испытываемой поверхности под заданной нагрузкой очень твердого наконечника – *индентора*. В этом случае число твердости характеризует сопротивление материалов местной пластической деформации, возникающей при вдавливании индентора.

Испытания на твердость отличаются простотой и высокой производительностью. Можно измерять твердость готовых изделий, даже крупногабаритных (с помощью переносных приборов, устанавливаемых на изделие). Поэтому измерения твердости являются самыми распространенными из всех механических испытаний как в исследованиях, так и при контроле качества продукции в производственных условиях.

Твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012-59). Шарик из закаленной стали диаметром D вдавливается в образец (изделие) под действием нагрузки P , после снятия которой измеряют диаметр отпечатка d .

Все числа твердости обозначают буквой Н (от англ. *Hardness* – твердость). Число твердости по Бринеллю НВ равно отношению нагрузки P (кгс) к площади шаровой поверхности отпечатка A (мм²):

$$\text{НВ} = \frac{P}{A} = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}. \quad (3.1)$$

Отсюда следует, что твердость по Бринеллю имеет размерность напряжения в кгс/мм². В целях преемственности эта размерность не заменена на МПа, как это требует современная система международных единиц (СИ), тем более что рядом с числом твердости размерность не указывают. Например, твердость по Бринеллю, равную 185 кгс/мм², записывают как 185 НВ, что означает 185 единиц Бринелля.

Методом Бринелля можно испытывать материалы с твердостью не более 450 НВ, так как при большей твердости материала шарик из закаленной стали сам недопустимо деформируется. Рекомендуется для сталей и чугунов $P/D^2 = 30$ кгс/мм², для меди, никеля и их сплавов – 10 кгс/мм², для алюминия, магния и их сплавов – 5 кгс/мм².

Можно выбрать шарик диаметром 1; 2; 2,5; 5 или 10 мм и нагрузку от 1 до 3000 кгс. Расчет по формуле (3.1) не производят, а по измеренному отпечатку d при выбранных D и P по таблице находят значение НВ.

Временное сопротивление и числа твердости по Бринеллю связаны между собой: для стали $\sigma_b = 0,34$ НВ, для медных сплавов $\sigma_b = 0,45$ НВ, для алюминиевых сплавов $\sigma_b = 0,35$ НВ.

Твердость по Виккерсу (ГОСТ 2999-75). Индентором является правильная четырехгранная алмазная пирамида с углом между противоположными гранями 136°. Число твердости по Виккерсу HV равно отношению нагрузки P (кгс) к площади поверхности пирамидального отпечатка, мм²:

$$HV = 1,854 P/d^2, \quad (3.2)$$

где d – среднее арифметическое длин обеих диагоналей отпечатка в плоскости испытываемой поверхности после снятия нагрузки (мм).

В соответствии с ГОСТом размерность твердости по Виккерсу кгс/мм², причем эта размерность у числа твердости не указывается. Например, твердость по Виккерсу, равную 550 кгс/мм², записывают как 550 HV.

При увеличении глубины вдавливания пирамидального индентора, в отличие от шарика, получают геометрически подобные отпечатки, и значение HV не зависит от величины нагрузки.

Угол 136° выбран из расчета, чтобы числа твердости HB и HV были близкими (до значений 300 они в точности совпадают).

Благодаря алмазному индентору можно испытывать очень твердые материалы – с твердостью до 2500 HV. Нагрузки могут быть от 1 до 100 кгс.

Расчеты по формуле (3.2) не производят, а по измеренному значению d при выбранной нагрузке в таблице находят значение HV.

Твердость по Роквеллу (ГОСТ 9013-59). Индентором служит алмазный конус с углом при вершине 120° и радиусом закругления 0,2 мм или шарик из закаленной стали диаметром 1/16 дюйма (1,5875 мм). Величину твердости оценивают по глубине вдавливания индентора. Чтобы зафиксировать исходное положение индентора, его поджимают к испытуемой поверхности под предварительной нагрузкой $P_0=10$ кгс, после чего стрелку индикатора глубины вдавливания выводят на нуль. Затем прикладывают основную нагрузку $-P_1=140$ кгс при использовании алмазного конуса и $P_1 = 90$ кгс при использовании шарикового индентора. Следовательно, общая нагрузка $P = P_0 + P_1$ в первом случае равна 150 кгс, а во втором – 100 кгс. После снятия основной нагрузки P_1 (нагрузка P_0 остается) индикатор глубины вдавливания прямо показывает число твердости по Роквеллу. Число твердости по Роквеллу при использовании алмазного конуса обозначают символом HRC, (C от англ. *Cone* – конус), а при использовании шарикового индентора – символом HRB.

Чем меньше твердость, тем больше глубина вдавливания индентора e , поэтому за меру твердости выбрана не величина e , а разность между условно выбранным числом и глубиной вдавливания: $HRC_s = 100 - e$ и $HRB = 130 - e$, где e измеряется в единицах, равных цене одного деления индикатора (0,002 мм). Таким образом, числа твердости по Роквеллу являются безразмерными величинами.

По шкале B измеряют твердость сравнительно мягких объектов, а по шкале C – более твердых. Для измерения твердости тонких слоев или изделий используют алмазный конус, $P_0 = 10$ кгс и $P_1 = 50$ кгс, т. е. уменьшенную общую нагрузку на конус: 60 кгс вместо 150 кгс. В этом случае число твердости обозначают символом HRA ($HRA=100 - e$).

Существуют таблицы перевода чисел твердости по разным шкалам, которые можно использовать для ориентировочной оценки твердости. Например, твердости 400 HV соответствуют числа твердости

384 HB и 42,0 HRC, а числу твердости 120 HV соответствуют числа 120 HB и 67 HRB.

Микротвердость (ГОСТ 9450-76). В рассмотренных методах измерения твердости размер отпечатка значительно больше размера отдельных структурных составляющих. Например, при измерении твердости доэвтектического сплава под индентор попадают и первичные кристаллы и эвтектика. Для измерения твердости отдельных структурных составляющих был предложен метод микротвердости, являющийся разновидностью метода Виккерса и отличающийся от последнего меньшей нагрузкой на алмазную пирамиду ($P = 1 \dots 500$ гс).

Нагрузку подбирают так, чтобы размер отпечатка был меньше размера соответствующей структурной составляющей. Образцом для измерения микротвердости является микрошлиф, и нагружение производят под специальным микроскопом, чтобы вдавливать индентор в выбранный микроучасток. Измерения отпечатка микронных размеров также производят под микроскопом.

3.2. Испытания на растяжение

Испытание на одноосное растяжение (ГОСТ 1497-84) является основным источником информации о характеристиках прочности и пластичности металлических материалов. Используют и цилиндрические, и плоские образцы (см. рис. 19), головки которых вставляют в захваты разрывной машины, но чаще всего – цилиндрические образцы (их называют также круглыми). Плоские образцы применяют главным образом для оценки свойств листового материала.

Цилиндрический образец характеризуется диаметром рабочей части d_0 , длиной рабочей части l , начальной расчетной длиной l_0 . Расчетную длину l_0 , которая меньше l , выбирают так, чтобы исключить влияние головок образца на результаты испытаний.

Размеры образца не влияют на результат определения относительного удлинения после разрыва, если соблюдается условие геометрического подобия образцов: $l_0/F_0 = \text{const}$, где F_0 – площадь поперечного сечения в рабочей части образца. В соответствии с ГОСТом $l_0 = 11,3\sqrt{F_0}$ и $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$, т. е. соответственно $l_0 = 10d_0$ и $l_0 = 5d_0$ (так называемые десяти- и пятикратные образцы). Для литых сплавов

допускается $l_0 = 2,82\sqrt{F_0}$, т. е. $l_0 = 2,5d_0$.

Образцы вытачивают из заготовок, вырезанных из тех участков изделия, свойства которых контролируются. Наиболее часто используют небольшие так называемые гагаринские образцы с $d_0 = 6$ мм и $l_0 = 30$ мм. При определении свойств в тонких сечениях изделий в порядке исключения применяют микрообразцы с $d_0 \leq 1$ мм.

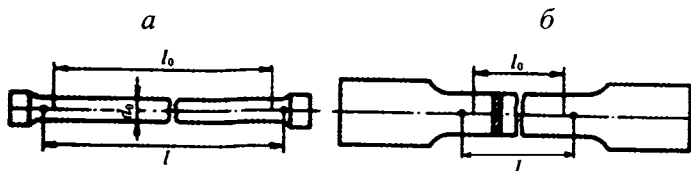


Рис. 19. Цилиндрический (а) и плоский (б) образцы для испытаний на одноосное растяжение

При растяжении образца на диаграммной ленте разрывной машины автоматически записывается зависимость осевой растягивающей нагрузки P (силы сопротивления образца деформации) от абсолютного удлинения Δl (см. рис. 20). Кривые $P - \Delta l$ называют *первичными диаграммами растяжения* или просто *кривыми растяжения*. На рис. 20 приведены четыре типа кривых растяжения. Тип *I* – образование ярко выраженной шейки перед разрывом. Тип *II* отличается от типа *I* наличием зуба и площадки текучести (или только площадки текучести). Тип *III* – равномерное удлинение, без образования ярко выраженной шейки при пластической деформации вплоть до разрушения. Тип *IV* – хрупкое разрушение. По определенным точкам на кривой растяжения рассчитывают стандартные характеристики сопротивления материала деформации и разрушению, причем выражают их через условные растягивающие напряжения $\sigma = P/F_0$ (в мегапаскалях). Эти напряжения условны в том смысле, что нагрузку делят не на истинную площадь поперечного сечения образца в тот момент, когда действует нагрузка P , а на начальную площадь поперечного сечения F_0 . Кривые $P - \Delta l$ одновременно являются и кривыми $\sigma - \Delta l$, только с другим масштабом по оси ординат.

По определенным точкам на кривой растяжения рассчитывают стандартные характеристики сопротивления материала деформации и

разрушению, причем выражают их через условные растягивающие напряжения $\sigma = P/F_0$ (в мегапаскалях). Эти напряжения условны в том смысле, что нагрузку делят не на истинную площадь поперечного сечения образца в тот момент, когда действует нагрузка P , а на начальную площадь поперечного сечения F_0 . Кривые $P - \Delta l$ одновременно являются и кривыми $\sigma - \Delta l$, только с другим масштабом по оси ординат.

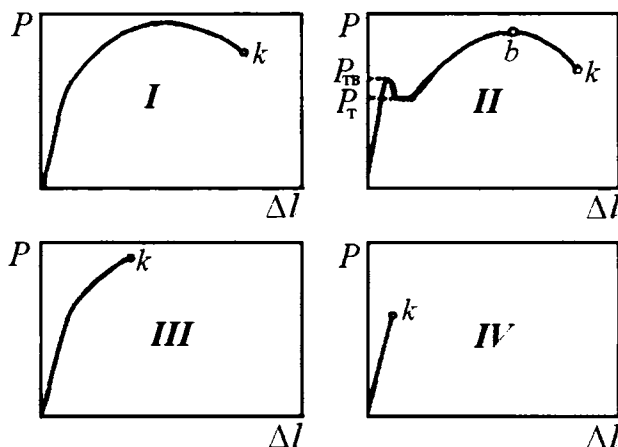


Рис. 20. Четыре типа кривых растяжения (P_T – усилие, соответствующее физическому пределу текучести; P_{TB} – усилие, соответствующее верхнему пределу текучести)

Рассмотрим механические свойства, определяемые в испытаниях на растяжение, с помощью схемы на рис. 21 (кривая растяжения I типа). Разорванный образец показан на рис. 22.

Предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}} = P_{\text{пц}}/F_0$ – это максимальное напряжение, при котором еще выполняется закон Гука. Нагрузка $P_{\text{пц}}$ соответствует точке «п» перехода от прямолинейного к криволинейному участку на диаграмме растяжения. Так как такой переход очень плавный, то определяют условный предел пропорциональности, соответствующий точке, в которой отклонение от линейного закона изменения нагрузки достигает заданной величины: тангенс угла наклона касательной в этой точке на 50 % меньше, чем на начальном прямолинейном участке. Величина $\sigma_{\text{пц}}$ в инженерных расчетах указы-

вает напряжение, до которого конструкция может работать без остаточных деформаций.

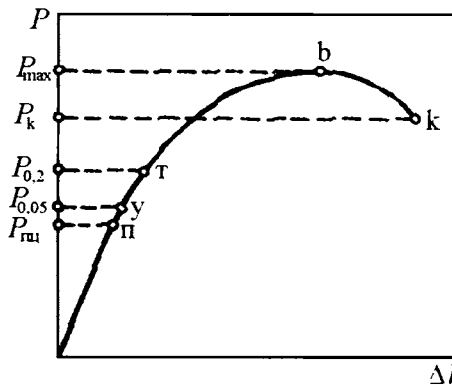


Рис. 21. Кривая растяжения с характерными точками, по которым рассчитываются прочностные свойства

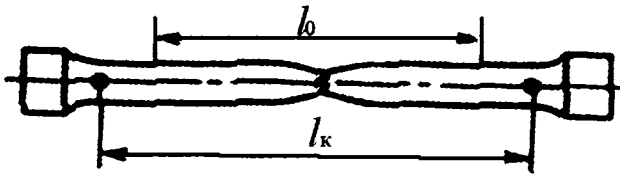


Рис. 22. Образец, разорвавшийся после образования шейки

Предел упругости $\sigma_{0,05} = P_{0,05}/F_0$ – это напряжение, при котором остаточное удлинение составляет 0,05 %. Он характеризует сопротивление материала пластической деформации, которая обеспечивается движением ограниченного числа наиболее подвижных дислокаций. Технический смысл предела упругости состоит в том, что он характеризует предельное напряжение, которое допустимо при работе упругих элементов. Допуск на остаточную деформацию может быть еще более жестким, например 0,005 % (предел упругости $\sigma_{0,005}$). Пределы пропорциональности и упругости очень близки и практически могут совпадать.

Предел текучести $\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0$ – это напряжение, при котором остаточная деформация составляет 0,2 %. Пластическая деформация величиной 0,2 % происходит путем массового скольжения дислока-

ций. Предел текучести $\sigma_{0,2}$, характеризующий сопротивление малым пластическим деформациям, широко используют в инженерных расчетах конструкций, так как одно из главных требований к нагруженным деталям состоит в том, чтобы их остаточные деформации были не больше определенной величины.

Низкоуглеродистые стали, многие металлы и сплавы, особенно с ОЦК решеткой, характеризуются наличием на кривой растяжения зуба и площадки текучести или только площадки текучести (см. рис. 20, кривая типа II). Площадка текучести означает пластическую деформацию при постоянном напряжении, называемом *физическим пределом текучести* $\sigma_T = P_T/F_0$. Деформация на площадке текучести может достигать 1 %. Напряжение $\sigma_{ТВ} = P_{ТВ}/F_0$, рассчитанное по усилию, соответствующему вершине зуба текучести, называют *верхним пределом текучести*.

Одна из возможных причин появления зуба и площадки текучести в ОЦК металлах следующая. Дислокации в исходном образце закреплены примесными атмосферами Коттрелла, в частности, атомами углерода в стали, и вплоть до верхнего предела текучести возможна только упругая деформация. При напряжении $\sigma_{ТВ}$ часть дислокаций отрывается от примесных атмосфер и пластическая деформация развивается при меньшем напряжении, некоторое время не требуя его повышения, — возникает площадка на кривой растяжения. Течение при постоянном напряжении заканчивается, когда взаимодействие движущихся дислокаций приводит к деформационному упрочнению.

С уменьшением размера зерен (или субзерен) d увеличивается число барьеров на пути скользящих дислокаций и физический предел текучести возрастает в соответствии с соотношением Холла—Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (3.3)$$

где σ_0 и k — константы. Точно так же влияет размер зерна на величину $\sigma_{0,2}$.

Временное сопротивление $\sigma_B = P_{\max}/F_0$ — это напряжение, соответствующее максимальной нагрузке на кривой растяжения. Точка b на рис. 21 соответствует окончанию равномерной пластической деформации и началу образования шейки. Резкое уменьшение поперечного сечения в шейке приводит к снижению сопротивления образца

растяжению. Локализация деформации заканчивается разрушением образца в его наименьшем сечении (см.рис. 22).

Хотя временное сопротивление в литературе часто называют *пределом прочности*, но таковым, т. е. характеристикой предельного состояния непосредственно перед разрушением, оно далеко не всегда является. В случае образования шейки разрушение наступает не при максимальной нагрузке P_{\max} , а в точке k , которой соответствует меньшая нагрузка P_k . В этом случае характеристикой предельного состояния служит *истинное сопротивление разрыву* $S_k = P_k/F_k$, где F_k – поперечное сечение образца в месте разрыва. Следовательно, в отличие от других рассмотренных выше прочностных свойств, величина S_k является не условным, а истинным напряжением при разрушении.

Если для каждого текущего значения P_i на первичной кривой растяжения рассчитать значения условного (P_i/F_0) и истинного растягивающего напряжения (P_i/F_i), то можно построить графики зависимости условных и истинных напряжений от относительного удлинения $\delta = \Delta l/l_0$ (рис. 23).

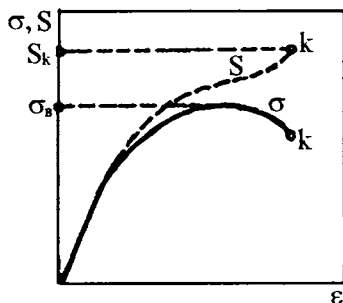


Рис. 23. Зависимость условного σ и истинного S растягивающего напряжения от относительного удлинения ϵ

На начальном участке, где текущая площадь поперечного сечения F_i мало отличается от начальной F_0 , рассматриваемые кривые практически совпадают, а затем по мере увеличения разности $F_0 - F_i$ они все больше расходятся. Наиболее интересно то, что истинное напряжение интенсивно растет тогда, когда нагрузка (и условное напряжение) падает. Обусловлено это тем, что при локализации деформации в виде шейки сильное увеличение плотности дислокаций

приводит к большому деформационному упрочнению (наклепу) и величина S_k может значительно превышать величину σ_b . Падение нагрузки указывает на то, что уменьшение живого сечения в период образования шейки перекрывает влияние деформационного упрочнения.

Временное сопротивление σ_b в случае образования ярко выраженной шейки на образцах фактически является характеристикой сопротивления большим пластическим деформациям, а не сопротивлению разрыву. Если же испытывают хрупкий образец (см. рис. 20, кривая растяжения типа *IV*), то величина σ_b является характеристикой сопротивления разрушению и мало отличается от величины S_k , так как $F_k \approx F_0$.

Кривая растяжения типа *III* на рис. 20 относится к весьма распространенному случаю испытаний образцов из материалов, отличающихся небольшой или умеренной пластичностью (удлинение до 10 %), на которых шейка или не образуется, или выражена очень слабо. К таким материалам, в частности, относятся многие литейные сплавы. В этом случае максимальная растягивающая нагрузка достигается к моменту разрыва и величина σ_b характеризует сопротивление разрушению, хотя она и меньше S_k , так как $F_k \neq F_0$.

Таким образом, физический и технический смысл временного сопротивления различен у материалов с разным типом кривых растяжения. Но все же, если исключить хрупкие материалы, то величину σ_b следует рассматривать как характеристику сопротивления значительным пластическим деформациям, а величины $\sigma_{0,2}$ и σ_T – как характеристики сопротивления малым пластическим деформациям. Эти характеристики являются самыми распространенными в технике прочностными свойствами промышленных металлов и сплавов.

Допустимое напряжение, которое используют в расчетах, выбирают меньше $\sigma_{0,2}$ (обычно в 1,5 раза) или меньше σ_b (в 2,4 раза).

Характеристики пластичности при растяжении – *относительное удлинение после разрыва δ и относительное сужение после разрыва ψ* . Слова «после разрыва» обычно опускают, всегда подразумевая их, когда речь идет о свойствах, обозначаемых буквами δ и ψ .

Относительное удлинение – это отношение приращения расчетной длины разорванного образца к ее первоначальной величине

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} 100\%.$$

Относительное сужение – это отношение уменьшения площади поперечного сечения в месте разрыва к начальной площади поперечного сечения образца

$$\psi = \frac{F - F_0}{F_0} 100\%.$$

Для определения конечной длины после разрыва l_k разорванные половинки образца плотно составляют так, чтобы их оси образовали прямую линию (см. рис. 22).

Существенный недостаток относительного удлинения как характеристики пластичности заключается в том, что она зависит от выбранного значения начальной расчетной длины l_0 . Дело в том, что при наличии шейки абсолютное удлинение образца складывается из двух частей: равномерного удлинения до момента образования шейки и сосредоточенного удлинения, связанного с шейкой (см. рис. 22). Чем меньше l_0 , тем большая доля от общего абсолютного удлинения образца приходится на сосредоточенное удлинение и в результате δ возрастает, поэтому в индексе у δ указывают кратность испытанного образца: δ_1 , и $\delta_{2,5}$.

При испытании пяти- и десятикратных образцов у большинства материалов вклад сосредоточенного удлинения в общее удлинение сравнительно мал, поэтому величина δ характеризует в основном способность к равномерной пластической деформации. Величина ψ , наоборот, является показателем, главным образом, сосредоточенной деформации и более полно характеризует способность материала к предельной деформации до разрушения.

Условно принято считать металл надежным при $\delta \geq 15\%$, а $\psi \geq 45\%$.

Все рассмотренные свойства можно определять и при температурах ниже и выше комнатной. При высокотемпературных испытаниях разупрочнение головок образца может привести к их выскальзыванию из захватов. Поэтому цилиндрические образцы для таких испытаний имеют резьбовые головки, ввинчивающиеся в захваты, а у плоских образцов в головках делают отверстие, в которое через захват вставляют шпильку.

Для малопластичных материалов испытания на растяжения вызывают значительные затруднения. Незначительные перекосы при установке образца вносят существенную погрешность в определение разрушающей нагрузки. Такие образцы, как правило, подвергают испытанию на изгиб.

3.3. Испытания на изгиб

При испытаниях на изгиб в образце возникают как растягивающие, так и сжимающие напряжения. По этой причине изгиб – более мягкий способ нагружения, чем растяжение. На изгиб испытывают малопластичные материалы: чугуны, инструментальные стали, стали после поверхностного упрочнения, керамику.

Образец в виде цилиндра устанавливают на две опоры и нагружают посередине изгибающим ножом с округлым окончанием (см. рис. 24). По диаграмме нагрузка – стрела прогиба определяют максимальную сосредоточенную нагрузку P_{\max} в момент разрушения (или при появлении первой трещины).

При испытании чугунов используют образцы диаметром $d_0 = 30$ мм, а расстояние между опорами l составляет 300 или 600 мм.

В крайнем (нижнем) растянутом волокне на середине изгибаемого образца в упругой области действует максимальное нормальное напряжение

$$\sigma = M/W,$$

где $M = P \cdot l/4$ – максимальный изгибающий момент и $W = \pi d_0^3/32$ – момент сопротивления при изгибе. Если разрушение происходит хрупко, т. е. в упругой области или после небольшой пластической деформации, то можно воспользоваться этими формулами для расчета *предела прочности при изгибе*:

$$\sigma_{\text{изг}} = \frac{8P_{\max} l}{\pi d_0^3}.$$

У серых чугунов $\sigma_{\text{изг}} = (1,2...2,5) \sigma_{\text{в}}$.

Характеристикой пластичности является *стрела прогиба* f в момент разрушения. Она зависит от расстояния l между опорами: при $l = 600$ мм f может быть вдвое больше, чем при $l = 300$ мм, поэтому, приводя значение f , следует обязательно указывать, при каком расстоянии между опорами получено это значение.

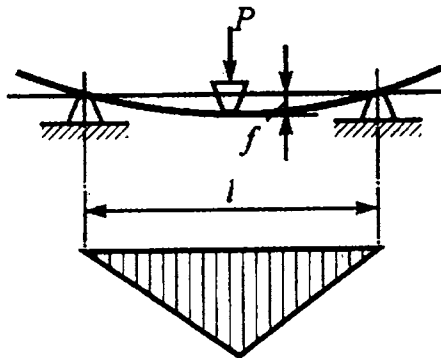


Рис. 24 . Схема изгиба под сосредоточенной нагрузкой

3.4. Испытания на ударную вязкость

Громадное число машин и конструкций подвергаются ударным нагрузкам, которые часто приводят к разрушению. Для оценки способности материала выдерживать такие нагрузки проводят испытания на ударный изгиб (ГОСТ 9454-78).

Наиболее распространенные образцы для этих испытаний имеют форму стержня длиной 55 мм с квадратным сечением 10×10 мм. В соответствии с формой нанесенного посередине надреза – концентратора напряжений – образцы подразделяют на три типа: *U*, *V* и *T* (см. рис. 25). Концентратор типа *T* (трещина) получают в вершине начального надреза при циклическом изгибе образца.

Образцы с концентраторами типа *V* используют при испытаниях материалов для конструкций повышенной степени надежности (летательные аппараты, трубопроводы и пр.), а с концентраторами типа *T* – при испытании материалов особо ответственных конструкций, для которых первостепенное значение имеет сопротивление развитию трещины.

Испытания на ударную вязкость проводят на маятниковом копре при ударе маятника по образцу со стороны, противоположной концентратору напряжения. Энергию, затрачиваемую на деформацию и разрушение образца, называют *работой удара* и обозначают символом *K* с указанием вида концентратора (*KU*, *KV*, *KT*).

Ударная вязкость (обозначается символом KC) – это работа удара, отнесенная к начальной площади поперечного сечения в месте расположения концентратора.

$$KC = K/F_0.$$

Размерность ударной вязкости – Дж/см². Ранее ударную вязкость обозначили символом a_n и измеряли в кгс·м/см² (1 кгс·м/см² \approx 10 Дж/см²). В зависимости от типа концентратора напряжений имеем три обозначения ударной вязкости: KCU , KCV и KCT .

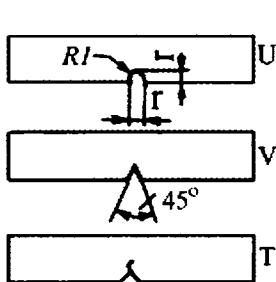


Рис. 25. Образцы для испытаний на ударную вязкость

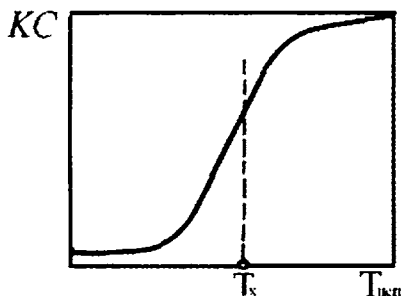


Рис. 26. Сериальная кривая

Ударная вязкость характеризует сочетание прочностных свойств и пластичности материала. Недостаток характеристики KC – невозможность использования ее в расчетах конструкций. Но испытания на ударную вязкость отличаются простотой оборудования и малой трудоемкостью и нашли широкое применение, особенно для сравнительной оценки склонности сплавов хрупкому разрушению. Для этого полезно проводить испытания при разных температурах, включая отрицательные, и по их результатам строить графики зависимости ударной вязкости от температуры испытания – *серийные кривые* (названы так потому, что проводят серию испытаний при разных температурах). Для многих сплавов, особенно с ОЦК решеткой, характерно сильное снижение ударной вязкости при понижении температуры, происходящее в сравнительно узком интервале температур (рис. 26), что связано с переходом от вязкого разрушения к хрупкому.

Для оценки условной *температуры перехода* из вязкого состояния в хрупкое T_x , называемой также *порогом хладноломкости*, используют разные критерии: температуру достижения определенного уровня ударной вязкости (30 Дж/см^2 у сталей), температуру середины переходного интервала или температуру, при которой 50 % излома занято вязкой составляющей. Материалы, предназначенные для производства изделий, эксплуатируемых на Севере, должны иметь, возможно, более низкую температуру T_x .

ГЛАВА 4. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием внешних усилий. Деформации подразделяют на упругие и пластические. Упругие деформации исчезают, а пластические остаются после окончания действия приложенных сил. В основе упругих деформаций лежат обратимые смещения атомов металлов от положений равновесия, в основе пластических – необратимые перемещения атомов на значительные расстояния от исходных положений равновесия.

4.1. Упругая деформация

Под воздействием приложенных к телу внешних сил (нагрузок) происходит *деформация* – изменение формы и размеров тела, при этом в теле возникают внутренние силы, оказывающие сопротивление деформации. Мерой этих внутренних сил является *напряжение* – внутренняя сила, приходящаяся на единицу площади данного сечения тела.

Единица механического напряжения – *паскаль* ($1 \text{ Па} = 1 \text{ Н/м}^2$). Так как паскаль – это очень малое напряжение, то для измерения реальных напряжений в изделиях используют единицы, кратные паскалю: *мегапаскаль* ($1 \text{ МПа} = 10^6 \text{ Па}$) и *гигапаскаль* ($1 \text{ ГПа} = 10^9 \text{ Па}$).

Силу, действующую на единицу площади выбранного сечения, можно разложить на составляющую, нормальную к сечению, и составляющую, лежащую в плоскости этого сечения. Соответственно различают *нормальные* (σ) и *касательные* (τ) напряжения.

При приложении к твердому телу механической нагрузки вначале всегда происходит *упругая деформация*, под которой понимают обратимые изменения формы и размеров, исчезающие после снятия нагрузки. Согласно *закону Гука* упругая деформация линейно связана с напряжением. Для продольного растяжения или сжатия стержня закон Гука имеет следующий вид:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

где E – *модуль Юнга* (модуль нормальной упругости).

Упругая деформация на атомном уровне состоит в обратимом изменении расстояния между соседними атомами под действием приложенной к телу нагрузки. Например, расстояние между атомами вдоль оси приложения нагрузки возрастает, а после снятия нагрузки межатомные силы возвращают атомы в исходное положение. Модули упругости E и G характеризуют сопротивляемость материала упругой деформации: чем больше модуль упругости, тем меньше деформация при заданной нагрузке.

4.2. Механизм пластического деформирования

Пластическая деформация в кристалле осуществляется путем сдвига одной его части относительно другой. Сдвиг вызывают касательные напряжения, когда их значение превышает критическое τ .

Имеется две разновидности сдвига: *скольжение* и *двойникование*. При скольжении одна часть кристалла смещается параллельно другой части вдоль плоскости, называемой плоскостью скольжения или сдвига (рис. 27, а). Двойникование представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, зеркально симметричное к его недеформированной части (см. рис. 27, б). Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования. При двойниковании атомные плоскости кристалла сдвигаются параллельно плоскости двойникования на разные расстояния. Часть кристалла, в которой в результате двойникования произошла переориентация кристаллической решетки, называют *двойником деформации*. По сравнению со скольжением двойникование имеет второстепенное значение. Роль двойникования возрастает, когда скольжение затруднено. В металлах с ОЦК и ГЦК решетками двойникование наблюдается лишь при низких температурах или высоких скоростях деформирования.

ния. При нормальных условиях в металлах с ГП решеткой деформация развивается как двойникованием, так и скольжением. Механизм двойникования сложен и в дальнейшем не рассматривается.

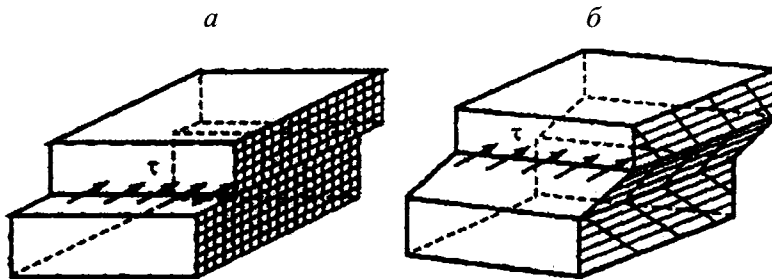


Рис. 27. Схемы пластической деформации скольжения (а) и двойникования (б)

Скольжение развивается по плоскостям и направлениям, в которых плотность атомов максимальна (рис. 27). Плоскость скольжения вместе с направлением скольжения, принадлежащим этой плоскости, образует систему скольжения. Число систем скольжения неодинаково в металлах с разным типом решеток. У металлов с ГЦК решеткой (Cu, Al, Ni и др.) скольжение идет по плоскостям $\{111\}$ в направлениях $\langle 110 \rangle$. Четыре плоскости скольжения и три направления скольжения в каждой из них образуют 12 эквивалентных систем скольжения.

Процесс скольжения не следует, однако, представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой. Такой жесткий или синхронный сдвиг потребовал бы напряжений в сотни или даже тысячи раз превышающих те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций. Под действием внешних сил атомы экстраплоскости А (полуплоскости) получают некоторое перемещение на расстояние, не превышающее межатомное (см. рис. 28, а). Вследствие этого смещенная экстраплоскость будет упруго взаимодействовать с атомами нижней части соседней полной плоскости ВС (рис. 28, б). При этом разорвется межатомная связь на участке В–С. В результате воз-

никает новая полная плоскость AC (рис.28, $в$), а функции полуплоскости передаются верхнему ряду атомов соседней, бывшей полной плоскости BC . Тем самым краевая дислокация перемещается на одно межатомное расстояние. На следующем этапе (в условиях непрерывного воздействия внешней нагрузки) будут разрываться связи DE и т.д. Также смещаются атомы не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости.

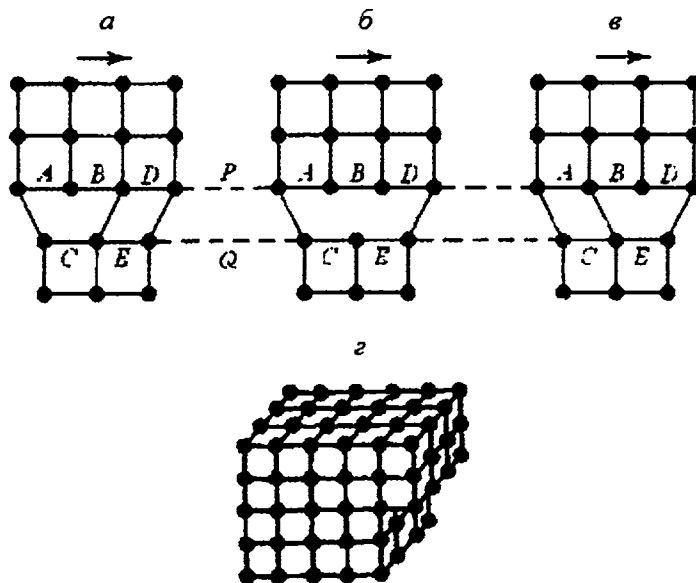


Рис. 28. Последовательность разрыва и восстановления межатомных связей при движении краевой дислокации: $а, б, в$ – схема движения дислокации; $г$ – выход дислокации на поверхность и появление сдвига

Многочасное перемещение дислокации через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межплоскостное расстояние (рис. 28, $г$), при этом справа на поверхности кристалла образуется ступенька. Экстраплоскость как бы перейдет на поверхность верхней части кристалла, выдвинутой на один период решетки над нижней частью. Переход дислокаций из одного положения в кристаллической решетке в другое совершается значительно легче, чем переход атомного ряда на то же расстояние.

Дислокации могут двигаться по плоскости скольжения в кристаллической решетке при очень малых напряжениях сдвига. Подтверждением этому служат небольшие напряжения, при которых происходит пластическая деформация у монокристаллов чистых металлов. Следует иметь в виду, что перемещение дислокаций, образовавшихся в процессе кристаллизации, ограничено. Большие деформации возможны только вследствие того, что движение этих дислокаций вызывает появление или размножение большого количества новых дислокаций в процессе пластической деформации.

Механизм образования дислокаций в процессе деформации был открыт в 1950 г. одновременно двумя учеными – Франком и Ридом, но предсказал это Я.М. Френкель еще в 1940 г.

Рассмотрим механизм образования дислокаций в процессе пластической деформации. Пусть дислокация, расположенная в плоскости скольжения (плоскость рисунка), закреплена в точках A и B (см. рис. 29, I). Такое закрепление может быть при пересечении данной дислокации с другими дислокациями, чужеродными атомами и т.д.

Под действием возрастающего напряжения τ дислокация непрерывно выгибается, пока не примет форму полусферы (рис. 29, II). В этот момент напряжение τ имеет наибольшее значение. Дальнейшее распространение дислокации происходит самопроизвольно путем образования двух спиралей. В точке G спирали смыкаются (рис. 29, IV), что приводит к образованию внешней замкнутой петли дислокации и нового участка дислокаций, занимающего исходную позицию A и B (рис. 29, V). Внешняя замкнутая дислокационная петля разрастается до внешней поверхности кристалла (зерна, блока), что приводит к элементарному сдвигу. Новая дислокация $A-B$ под действием напряжения τ начинает снова выгибаться, как описано выше. Если продолжает действовать напряжение τ , то из одного источника могут образоваться сотни дислокаций и прекратиться лишь в том случае, когда на пути развивающейся петли дислокаций встретятся препятствия – новые системы дислокаций, частицы избыточных фаз и т. д.

В результате деформации число дислокаций увеличивается, например, за счет работы их источников, генерирующих эти дислокации. Их плотность при высокой степени деформации достигает очень высоких значений $10^{11}-10^{12} \text{ см}^{-2}$ вместо $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$ до деформации.

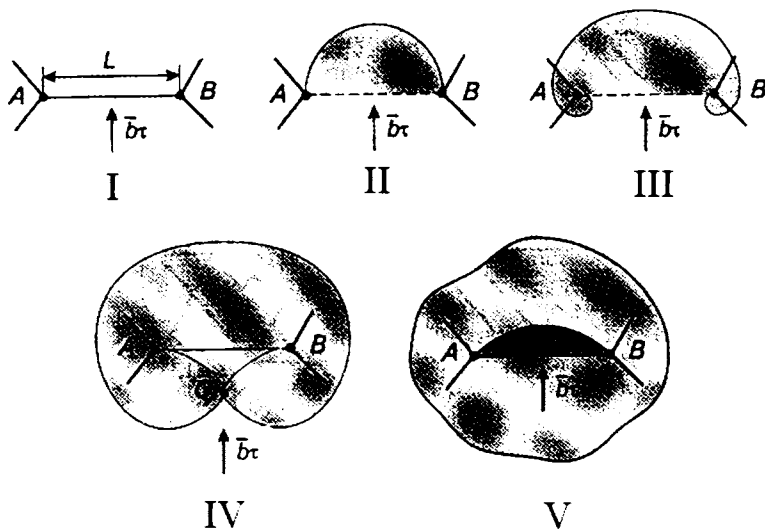


Рис. 29. Схема последовательных стадий работы источника Франка – Рида

Силловые (упругие) поля дислокаций взаимодействуют между собой. Если дислокации, расположенные в одной плоскости скольжения, обладают одинаковым знаком, то они отталкиваются одна от другой; если дислокации разного знака, то они взаимно притягиваются. Сближение дислокаций разного знака приводит к их взаимному уничтожению (*аннигиляции*).

Дислокации, движущиеся в деформированном металле, порождают большее количество дислоцированных атомов и вакансий.

Изменение структуры металла при пластической деформации

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. При этом следует иметь в виду, что зерна ориентированы не одинаково и поэтому пластическая деформация не может протекать одновременно и одинаково во всем объеме поликристалла.

Первоначально под микроскопом на предварительно полированных и деформированных образцах можно наблюдать следы скольжения в виде прямых линий, эти линии одинаково ориентированы в пределах отдельных зерен.

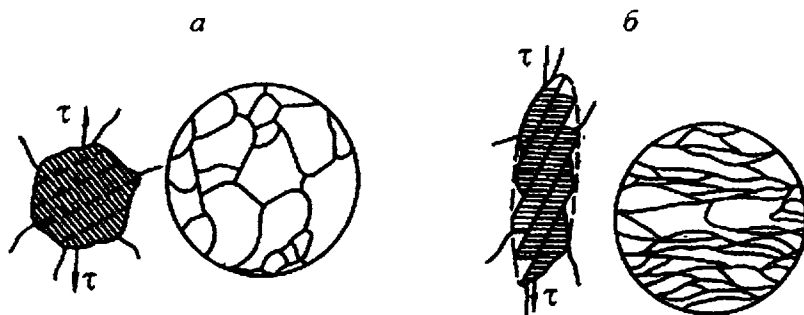


Рис. 30. Изменение формы зерна в результате скольжения (пунктиром показана граница деформированного зерна, кажущаяся ровной благодаря ничтожно малым размерам пачек скольжения);
а – до деформации; б – после деформации

При большой деформации в результате процессов скольжения зерна (кристаллиты) меняют свою форму. До деформации зерно имело округлую форму (рис. 30, а), после деформации в результате смещений по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в направлении действующих сил, образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 30, б).

Текстура деформации. При большой степени деформации возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Закономерная ориентировка кристаллитов относительно внешних деформирующих сил получила название *текстуры* (текстура деформации).

Чем больше степень деформации, тем большая часть кристаллических зерен получает преимущественную ориентировку (текстуру). Характер текстуры зависит от природы металла и вида деформации (прокатка, волочение и т.д.). Кристаллографическую текстуру не следует отождествлять с волокнистой структурой. Волокнистость иногда может и не сопровождаться текстурой, так как она определяется наличием примесей. Образование текстуры способствует появлению

анизотропии механических и физических свойств. Различают несколько основных типов текстур, определяемых, главным образом, способом деформации.

Волокнистые текстуры. Такие текстуры возникают в условиях доминирования одноосных процессов деформирования – волочения, прессования, радиальнойковки, в результате которой зерна вытягиваются в направлении деформации. Например, волокнистая текстура, формирующаяся при волочении, характеризуется особым кристаллографическим направлением, параллельным оси проволоки. В металлах с ОЦК решеткой таковым является направление $\langle 110 \rangle$. В случае металлов с ГЦК решеткой возможно образование двойной волокнистой текстуры с направлениями $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, параллельными оси проволоки. В гексагональных металлах базисные плоскости поворачиваются до тех пор, пока не станут параллельными оси проволоки, которая совмещается с направлением $\langle 1100 \rangle$, лежащим в базисной плоскости.

Текстуры прокатки. Для текстуры прокатки характерно не только определенное кристаллографическое направление, параллельное направлению проката, но и определенная кристаллографическая плоскость, параллельная плоскости прокатки (плоскости листа или полосы). Металлы с ГЦК решеткой имеют простую текстуру, а именно: плоскость $\{110\}$, параллельная плоскости прокатки, и направление $\langle 112 \rangle$, совпадающее с направлением прокатки. Такую комбинацию называют текстурой типа α -латуни; она встречается в металлах с пониженной энергией дефектов упаковки и может сохраняться и после больших деформаций. Металлы с высокой энергией дефектов упаковки при увеличении степени деформации меняют текстуру типа α -латуни на более сложные текстуры. В металлах с ОЦК решеткой преобладает текстура прокатки типа $\{001\}\langle 110 \rangle$, т.е. грань куба $\{001\}$ лежит в плоскости листа, а диагональ грани куба $\langle 110 \rangle$ совпадает с направлением прокатки. В этих металлах могут возникать сопутствующие текстуры, например, $\{112\}\langle 110 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$.

В процессе прокатки металлов с ГПУ решеткой базисная плоскость $\{0001\}$ стремится расположиться параллельно плоскости листа, а направление $\langle 1120 \rangle$ устанавливается вдоль направления деформации.

Наклеп. С увеличением степени деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации (σ_b , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{упр}$), повышаются, а способность к пластической деформации – пластичность (δ , ψ) – уменьшается (рис. 31). Это явление роста упрочнения в результате холодной пластической деформации получило название *наклепа* металла. Наклепанный металл запасает до 10–20 % энергии, затраченной на деформирование. Запасенная энергия тратится на образование дефектов кристаллической решетки (плотность дислокаций при холодной обработке может возрасти на пять-шесть порядков до 10^{11} – 10^{12} см⁻²) и на упругие искажения решетки.

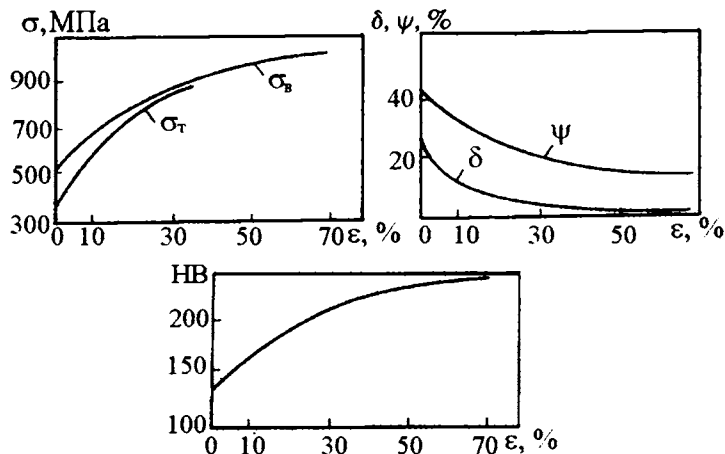


Рис. 31. Зависимость механических свойств от степени деформации

Металлы интенсивно наклепываются в начальной стадии деформирования, затем при возрастании деформации механические свойства изменяются незначительно. С увеличением степени деформации предел текучести растет быстрее временного сопротивления. Обе характеристики у сильно наклепанных металлов сравниваются, а удлинение резко падает. Путем наклепа твердость и временное сопротивление удастся повысить в 1,5 раза, а предел текучести в 3–7 раз.

В результате деформации уменьшается плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление. Холодная дефор-

мация ферромагнитных металлов, например железа, повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

4.3. Разрушение металлов

Процесс разрушения состоит из двух стадий – зарождения трещины и ее распространения через все сечение образца (детали).

Разрушение может быть вязким и хрупким. Вязкое разрушение происходит со значительной пластической деформацией; при хрупком разрушении пластическая деформация мала.

Микромеханизм зарождения трещин в кристаллических твердых телах основывается на дислокационной теории. Возникновение микротрещин независимо от характера разрушения связано с образованием скоплений дислокаций перед каким-либо препятствием («барьерные» механизмы) или в результате взаимодействия дефектов кристаллической решетки («безбарьерные» механизмы). Рассмотрим в качестве примера одну из моделей зарождения трещин. Если краевые дислокации остановлены у барьера, например у границы зерна или включения, то при достаточно большом касательном напряжении в плоскости скольжения дислокации в голове скопления оказываются так близко прижатыми одна к другой, что под экстраллокациями образуется микропустота атомного размера, которая разрастается при присоединении новых дислокаций (рис. 32).

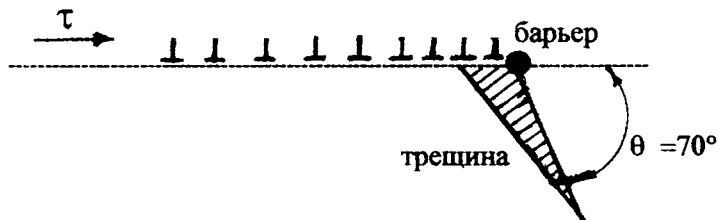


Рис. 32. Микротрещина (заштрихована), образовавшаяся в голове скопления краевых дислокаций около барьера

При разрушении абсолютно хрупкого тела возникшая трещина становится нестабильной и растет самопроизвольно, если ее длина (при заданном напряжении) превышает некоторое критическое значение.

Критическая длина трещины $l_{кр}$ и соответствующее ей растягивающее напряжение σ связаны соотношением (критерием) Гриффитса:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi l_{кр}}},$$

где γ_s – удельная поверхностная энергия; E - модуль Юнга.

В этом случае напряжения на краю трещин оказываются достаточными для нарушения межатомной связи. При разрушении распространяющаяся трещина будет окаймлена узкой зоной пластической деформации, на создание которой затрачивается дополнительная энергия. Вязкое и хрупкое разрушения различаются между собой по величине пластической зоны в вершине трещины. При хрупком разрушении величина пластической зоны в устье трещины мала. При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей впереди распространяющейся трещины, велика.

Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины. Скорость распространения хрупкой трещины весьма велика – близка к скорости звука, поэтому нередко хрупкое разрушение называют «внезапным» или «катастрофическим» разрушением.

Вязкое и хрупкое разрушения можно связать с энергоемкостью процесса разрушения в том или ином виде испытания. Вязкому разрушению соответствуют обычно большие значения поглощенной энергии, т. е. большая работа распространения трещины. Энергоемкость хрупкого разрушения мала и соответственно работа распространения трещины близка к нулю. На всех этапах развития вязкого разрушения происходит сильная пластическая деформация.

Зарождению микропустот при вязком разрушении способствуют разного рода включения, поэтому с повышением чистоты металла вязкий излом («чашечный») может постепенно трансформироваться, сужаясь до точки (см. рис. 33), что сопровождается ростом относительного сужения.

К типично хрупким материалам относятся чугуны, многие литые сплавы, высокоуглеродистые закаленные и низкоотпущенные стали, низкоуглеродистые стали в случае разрушения при отрицательных температурах, стекло, керамика и т. д.

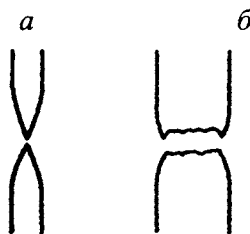


Рис. 33. Формы излома при вязком разрушении

С точки зрения микроструктуры существуют два вида разрушения – *транскристаллитное* и *интеркристаллитное*. При транскристаллитном разрушении трещина распространяется по телу зерна, а при интеркристаллитном она проходит по границам зерен.

При распространении трещины по телу зерна (металлы с К8 и Г12 решеткой) может происходить как вязкое, так и хрупкое разрушение. Межзеренное разрушение всегда является хрупким.

По внешнему виду излома (визуальное наблюдение) можно судить о характере разрушения. Волокнистый излом свидетельствует о вязком разрушении, кристаллический излом является результатом хрупкого разрушения.

Изучение тонкой структуры излома с помощью электронного микроскопа (микрофрактография) позволяет более уверенно судить о вязком или хрупком характере разрушения. Вязкое разрушение характеризуется «чашечным» микростроением излома. Этот вид разрушения представляет собой образование внутренних микрообластей («чашек») с последующим удлинением этих локальных очагов разрушения и разрывом перемычек, разделяющих эти очаги.

Хрупкое разрушение характеризуется «ручьистым» строением поверхности излома. Хрупкая трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям. Ступени между параллельными плоскостями могут образовываться путем скола или путем пластичного сдвига. Ступени при разрушении сливаются, образуя ручьистый узор.

Вязкий чашечный и хрупкий ручьистый изломы относятся к транскристаллитному разрушению.

При исследовании на электронном микроскопе хрупкое разрушение, идущее по границам зерен, выявляется в виде гладких поверхностей, часто с некоторым количеством выделившихся частиц.

Межзеренное разрушение обычно происходит при выделении по

границам зерен частиц хрупкой фазы.

Переход из вязкого состояния в хрупкое. Один и тот же материал в зависимости от структуры и условий нагружения может разрушаться и вязко, и хрупко. Основные внешние факторы, влияющие на тип разрушения, – температура, скорость нагружения и наличие концентраторов.

Академик А.Ф. Иоффе предложил схему (см. рис. 34), которая помогает понять влияние разных факторов на переход из вязкого состояния в хрупкое, и прежде всего влияние температуры. Эта схема базируется на разной температурной зависимости сопротивления отрыву и предела текучести. Сопротивление отрыву S_0 , характеризующее сопротивление хрупкому разрушению, слабо зависит от температуры (кривая 1). В противоположность этому напряжение, необходимое для начала пластической деформации, т.е. предел текучести $\sigma_{0,2}$, сильно снижается с повышением температуры (кривая 2). Пересечение кривых 1 и 2 на рис. 34 соответствует температуре T_x , называемой *температурой хрупковязкого перехода* или же *температурным порогом* хрупкости. При температурах выше T_x $\sigma_{0,2} < S_0$ при нагружении вначале достигается предел текучести и разрушению предшествует значительная пластическая деформация. При температурах ниже T_x $S_0 < \sigma_{0,2}$ при сужении сначала достигается сопротивление отрыву и происходит хрупкое разрушение. Охрупчивание при понижении температуры следует учитывать при эксплуатации изделий, особенно в северных районах.

При увеличении скорости деформирования предел текучести при всех температурах возрастает (см. кривую 3), а сопротивление отрыву остается практически неизменным (кривая 1). В результате точка пересечения кривых 1 и 3 соответствует более высокой температуре ($T'_x > T_x$). Следовательно, при увеличении скорости деформирования температурная область хрупкого разрушения расширяется и, например, пластичный при комнатной температуре сплав становится хрупким.

Любые факторы, уменьшающие сопротивление отрыву, повышают температуру хрупковязкого перехода: кривые 2 и 4 пересекаются при $T'''_x > T_x$. Это может произойти, например, в результате сегрегации по границам зерен атомов примеси, ослабляющей межзеренную связь. На тип разрушения сильнейшее влияние оказывает

схема напряженного состояния. Проявлению пластичности способствуют сжимающие напряжения, которые препятствуют раскрытию имеющихся микротрещин.

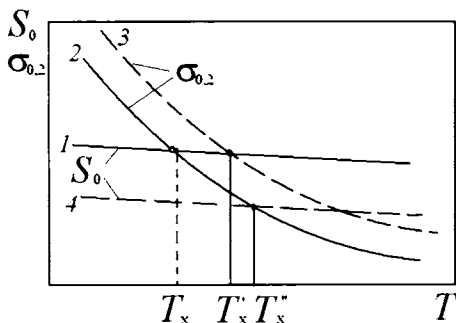


Рис. 34. Схема Иоффе, иллюстрирующая переход из вязкого состояния в хрупкое

Надрезы, т.е. резкие изменения сечения, могут сильно ухудшить работу изделий. Действие надрезов, сквозных отверстий, резьбы и т. п., внутренних дефектов металла (неметаллические включения, графитные выделения в чугуне, трещины и др.) приводят к неравномерному распределению напряжений, создавая концентрации напряжений, поэтому всевозможные надрезы, отверстия, галтели и т.д. получили название *концентраторов напряжений*.

Чем острее надрез, тем больше сказывается его влияние на механические свойства металла, снижая сопротивление хрупкому разрушению, поэтому надрез нужно отнести к числу факторов, способствующих переходу металла в хрупкое состояние.

Некоторые металлы с ОЦК или ГПУ решеткой, в частности железо (сталь), хром, молибден, вольфрам, цинк и др., склонны к хрупкому разрушению при понижении температуры, — это явление получило название *хладноломкости*.

Порог хладноломкости определяется путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах. В результате этих испытаний строят кривую зависимости ударной вязкости от температуры испытания (так называемая «серийная» кривая по Н.Н. Давиденкову). Чаще на кривой $a_H - t_{исп}$ наблюдается постепенный переход от вязкого к хрупкому состоянию, т. е. имеется критиче-

ский температурный интервал хрупкости, поэтому различают верхнюю (T_v) и нижнюю (T_n) границы порога хладноломкости. В этом интервале температур происходит переход от вязких волокнистых к хрупким кристаллическим изломам (см. рис. 31) с низким значением пластичности и вязкости. Чем выше порог хладноломкости, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Часто порог хладноломкости определяют по температуре испытания, когда в изломе находится 50 % вязкой волокнистой составляющей (T_{50}).

Металл следует эксплуатировать при температурах выше порога хладноломкости, желательно при таких температурах, когда разрушение *полностью вязкое*.

Порог хладноломкости повышается с увеличением размера зерна и при выделении по границам зерна хрупких составляющих. Так, например, порог хладноломкости для крупнозернистого железа будет при температуре 0 °С и для мелкозернистого при минус 40 °С. Следовательно, температурный запас вязкости (относительно температуры 20 °С) у крупнозернистого железа всего 20 °С, а мелкозернистого – 60 °С.

Чем выше температурный запас вязкости, тем менее чувствителен металл к изменению температуры, увеличению скорости деформации, концентраторам напряжений и т. д.

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

Большая часть работы (до 95 %), затрачиваемой на деформацию металла, превращается в тепло (металл нагревается), остальная часть энергии аккумулируется в металле в виде повышенной потенциальной энергии атомов, смещенных из положения равновесия. О накоплении энергии свидетельствуют увеличение количества нарушений кристаллического строения (поверхностей раздела, вакансий, дислокаций и т. д.) и рост остаточных напряжений в процессе деформации. В связи с этим состояние наклепанного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве такого металла в нем протекают процессы возврата и рекристаллизации, обуславливающие возвращение всех свойств к свойствам металла до деформации.

5.1. Возврат

При нагреве до сравнительно низких температур (обычно ниже $0,2-0,4 T_{пл}$) происходит процесс возврата, под которым понимают снятие дальнодействующих напряжений и частично искажений кристаллической решетки (близодействующих напряжений) в результате уменьшения плотности дефектов строения, однако при этом еще не наблюдается заметных изменений структуры, видимой в оптическом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием.

В процессе возврата различают две стадии. При более низких температурах (обычно ниже $0,2-0,3 T_{пл}$) протекает первая стадия возврата – *отдых*, когда происходит уменьшение точечных дефектов и перераспределение дислокаций без образования новых так называемых субграниц.

Избыточные вакансии и межузельные атомы поглощаются дислокациями при перераспределении последних при нагреве. Кроме того, происходит сток вакансий к границам зерен, что определяет уменьшение их концентрации. Далее вакансии и межузельные атомы при встрече взаимно уничтожаются. В процессе отдыха частично устраняются и дислокации. Дислокации противоположных знаков притягиваются и аннигилируют.

Вторая стадия возврата – *полигонизация*, под которой понимают дробление (фрагментацию) кристаллитов на субзерна (полигоны) с малоугловыми границами. Происходит при более высоких температурах, чем отдых.

Для объяснения процесса полигонизации предложен следующий дислокационный механизм. При деформации кристалла, например путем изгиба, возникают дислокации, беспорядочно распределенные в плоскостях скольжения (см. рис. 35, а). При нагреве, допускающем самодиффузию, избыточные дислокации одного знака выстраиваются в дислокационные стенки, что приводит к образованию в монокристалле или в зернах поликристалла субзерен (полигонов), свободных от дислокаций и отделенных друг от друга малоугловыми границами (рис. 35, б). Процесс полигонизации этого классического типа протекает после небольших деформаций при нагреве до $0,25-0,3 T_{пл}$.

В процессе возврата обычный комплекс механических свойств чаще не изменяется (см. рис. 36, 1). Однако у некоторых металлов, например алюминия, титана, в монокристаллах молибдена и воль-

фрама в процессе возврата происходит заметное понижение прочности и повышение пластичности (см. рис. 36, 2). Однако их жаропрочные свойства при этом повышаются. У меди, никеля и их сплавов на определенной стадии полигонизации твердость, предел текучести, упругости и выносливости, а также и пластичность повышаются. Одновременно снижаются неупругие эффекты. Упрочнение происходит в результате закрепления подвижных дислокаций атомами примесей и в дислокационных стенках, возникших при полигонизации деформированного металла. Укрупнение субзерен (полигонов) при увеличении времени или повышении прочности приводит к снижению температуры и очищению их объема от дислокаций.

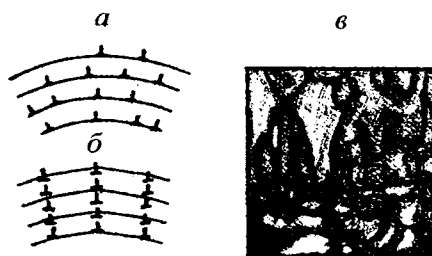


Рис. 35. Схема процесса полигонизации: *а* – распределение дислокаций после деформации; *б* – образование границ блоков; *в* – субзерна (фрагменты) в структуре низкоуглеродистой стали $\times 500$

В алюминии, молибдене и вольфраме полигонизация протекает с большой скоростью, и субзерна достигают значительных размеров, что вызывает сильное разупрочнение. Некоторые физические свойства, например электросопротивление, в процессе возврата даже на первой его стадии восстанавливаются практически полностью. Это связано с уменьшением концентрации вакансий и с перераспределением дислокаций.

5.2. Рекристаллизация

Первичная рекристаллизация. При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает и при достижении определенной температуры образуются новые равноосные зерна.

Как видно из рис. 36, до температуры $T_{н.р}$ сохраняется деформи-

рованное зерно. При температуре $T_{п.р}$ в деформированном металле образуются и растут зародыши (см. рис. 36) новых зерен с неискаженной решеткой, отделенные от остальной части матрицы границами с большими углами разориентировки (высокоугловыми границами). Зародыши новых зерен, вероятно, возникают в участках с повышенной плотностью дислокаций, где сосредоточены наибольшие искажения решетки, т. е. у границ деформированных зерен (блоков) или плоскостей сдвига внутри зерен; затем они растут в результате перехода к ним атомов от деформированных участков.

При нагреве наклепанного металла не восстанавливается старое зерно, а появляется совершенно новое зерно, размеры которого могут существенно отличаться от исходного. Образование новых, равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла называется *рекристаллизацией обработки* или *первичной рекристаллизацией*.

Процесс первичной рекристаллизации термодинамически выгоден, так как сопровождается уменьшением объемной свободной энергии. В результате рекристаллизации наклеп практически полностью снимается и свойства приближаются к их исходным значениям. Как видно из рис. 36, при рекристаллизации предел прочности и особенно предел текучести резко снижаются, а пластичность возрастает. Разупрочнение объясняется снятием искажения решетки и резким уменьшением плотности дислокаций. Плотность дислокации после рекристаллизации снижается с 10^{10} – 10^{12} см^{-2} до 10^6 – 10^8 см^{-2} . Наименьшую температуру начала рекристаллизации $t_{п.р}$ (рис. 36), при которой протекает процесс рекристаллизации и происходит разупрочнение металла, называют *температурным порогом рекристаллизации*.

Эта температура не является постоянной физической величиной, как, например, температура плавления. Для данного металла (сплава) она зависит от длительности нагрева, степени предварительной деформации, величины зерна до деформации и т. д. Температурный порог рекристаллизации тем ниже, чем выше степень деформации, больше длительность нагрева или меньше величина зерна до деформации.

Температура начала рекристаллизации $t_{п.р}$ металлов, подвергнутых значительной деформации, для технически чистых металлов составляет примерно 0,4 $T_{пл}$ (правило А. А. Бочвара), для чистых металлов снижается

до $(0,1-0,2) T_{пл}$, а для сплавов твердых растворов возрастает до $(0,5-0,6) T_{пл}$.

Это позволяет в первом приближении определить температуру начала первичной рекристаллизации для свинца ~ минус 33 °С, а для меди ~ 270 °С. Для полного снятия наклепа металл нагревают до более высоких температур, чтобы обеспечить высокую скорость рекристаллизации и полноту ее протекания. Такая термическая обработка получила название *рекристаллизационный отжиг*.

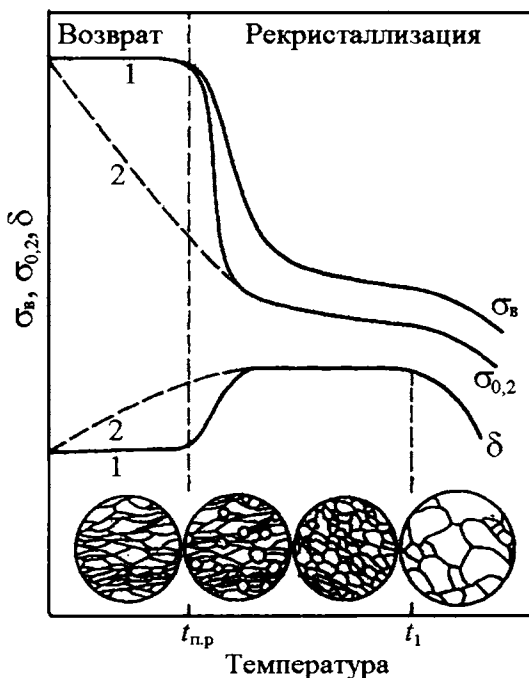


Рис. 36. Влияние нагрева на механические свойства и структуру металла, упрочненного деформацией

В некоторых случаях для повышения пластичности без значительного снижения прочности отжиг проводят при температуре ниже температуры рекристаллизации – *дорекристаллизационный отжиг*, ведущий к установлению полигонизованной субструктуры. Такой отжиг проводят для некоторых алюминиевых и магниевых сплавов.

Дорекристаллизационный отжиг применяют и для пружин и

мембран из медных сплавов, для улучшения их упругих свойств. Температуру отжига подбирают опытным путем.

Собирательная рекристаллизация. После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Это происходит путем передвижения высокоугловых границ так, что зерна с вогнутыми границами «поедают» зерна с выпуклыми границами. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют *собирательной рекристаллизацией*. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограницной («поверхностной») энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна. В период собирательной рекристаллизации предел текучести уменьшается в соответствии с соотношением Холла – Петча.

При высокой температуре (выше t_1) пластичность может также уменьшаться, что объясняется сильным ростом зерна (явление перегрева при рекристаллизации) (см. рис. 36).

Вторичная рекристаллизация. Если какие-то из новых зерен имеют предпочтительное условие для роста, то эту стадию рекристаллизации называют вторичной.

Зерна, растущие с большой скоростью, можно условно рассматривать как зародышевые центры, поэтому процесс их роста получил название вторичной рекристаллизации. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое количество очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, вероятно, вызывается благоприятной для роста кристаллографической ориентировкой отдельных зерен, меньшей, чем у других зерен, концентрацией дефектов (величиной объемной энергии) и более высокой подвижностью границ в результате неравномерного выделения примесей. Вторичная рекристаллизация, вызывающая образование крупного зерна и разнотекучести, снижает пластичность металлов.

Размер зерна после рекристаллизации. Размер рекристаллизованного зерна оказывает влияние на свойства металла. Как указывалось выше, металлы и сплавы, имеющие мелкое зерно, обладают повышенной прочностью и особенно пластичностью. Однако в некоторых случаях необходимо, чтобы металл имел крупное зерно. Так, например, трансформаторная сталь или техническое железо наиболее высокие магнитные свойства имеют при крупном зерне. Величина

зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации может быть больше или меньше исходного зерна. Величина зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига (рис. 37, а), его продолжительности (рис. 37, б), степени предварительной деформации (рис. 37, в), химического состава сплава, размера исходного зерна, наличия нерастворимых примесей и т. д. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига размер зерна возрастает. Величина рекристаллизованного зерна тем меньше, чем больше степень деформации (рис. 37, в). При низких температурах образование рекристаллизованного зерна происходит не сразу, а через некоторый отрезок времени – так называемый инкубационный период.

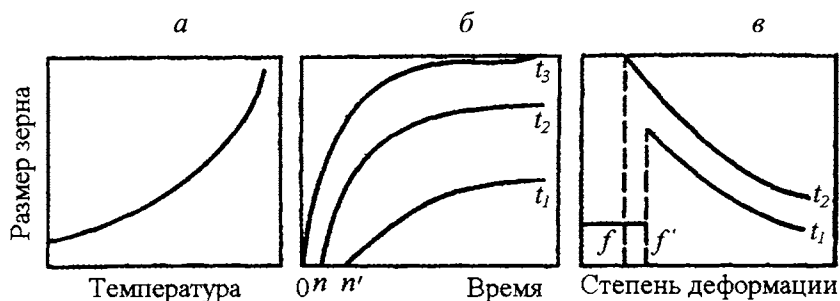


Рис. 37. Влияние температуры, продолжительности нагрева и степени деформации на величину рекристаллизованного зерна ($t_1 < t_2 < t_3$)

При сравнительно небольшой *критической деформации* (обычно от 1 до 15 %) при отжиге вырастает очень крупное зерно, иногда достигающее нескольких сантиметров. Механизм образования крупного зерна при критической деформации качественно отличен от механизма рекристаллизации после высоких степеней деформации. С увеличением степени деформации в докритической области возрастает неоднородность наклепа разных зерен. Критическая степень деформации соответствует состоянию, когда эта неоднородность становится настолько большой, что из-за разности накопленной объемной энергии соседних зерен при нагреве идет быстрая миграция отдельных зерен на расстояния, соизмеримые с размером зерен, т. е. отдельные исходные зерна растут за счет соседних зерен.

Следовательно, *критической* называют такую деформацию, после которой при рекристаллизации происходит резкий рост зерна.

При рекристаллизационном отжиге после деформаций, не намного превышающих критическую, когда число центров первичной рекристаллизации еще очень мало, конкурируют два процесса: укрупнение зерен вследствие миграции исходных границ и рост новых зерен из центров первичной рекристаллизации. Средний размер зерен получается меньше, чем при отжиге после критической деформации.

В области далеко закритических деформаций общая плотность дислокаций и избыток дислокаций одного знака настолько велики, что при отжиге быстро образуется большое число центров первичной рекристаллизации, которая охватывает весь объем металла. При высоких степенях деформации скорость образования рекристаллизованных зародышей превышает скорость их роста, что и предопределяет образование мелкого зерна.

Зависимость размера зерна от температуры и степени деформации часто изображают в виде диаграмм рекристаллизации (см. рис. 38). Эти диаграммы дают возможность в первом приближении выбрать режим рекристаллизационного отжига. Но следует учитывать, что результаты отжига зависят и от других факторов. Диаграммы рекристаллизации не учитывают влияние примесей, скорости нагрева и величины зерна до деформации. Чем быстрее нагрев, тем мельче зерно. При уменьшении исходного зерна повышается критическая степень деформации и рекристаллизованное зерно (при данной степени деформации) оказывается мельче.

Текстура рекристаллизации. После высоких степеней предшествующей деформации возникает текстура, которая нередко является причиной образования при последующем нагреве текстуры рекристаллизации. В этом случае новые рекристаллизованные зерна имеют преимущественную кристаллографическую ориентировку. Характер текстуры рекристаллизации определяется условиями проведения отжига, видом предшествующей обработки давлением (прокатка, волочение), а также количеством и природой примесей.

При низких температурах отжига металлов с решеткой ГЦК текстура рекристаллизации такая же, как и текстура деформации. При высоких температурах отжига текстура рекристаллизации чаще отличается от текстуры деформации или отсутствует. Текстуру рекри-

сталлизации можно наблюдать в меди, алюминии, железе и других металлах. При образовании текстуры рекристаллизации отожженный поликристаллический металл характеризуется анизотропией свойств.

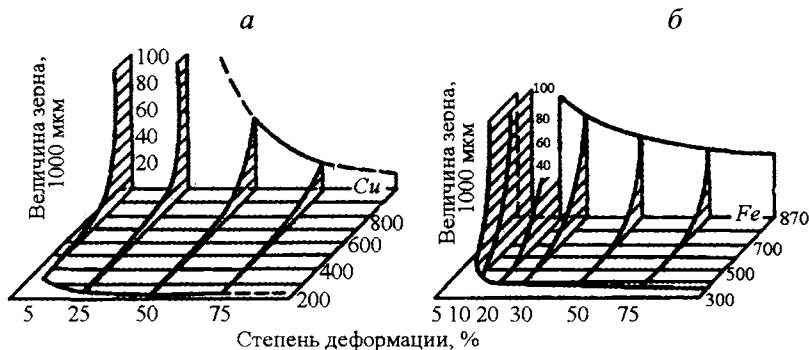


Рис. 38. Диаграмма рекристаллизации: *a* – меди; *б* – железа

Анизотропия в ряде случаев нежелательна. Например, при глубокой штамповке листов во избежание различных дефектов (скалчатость, волнистая кромка и т. д.) он должен деформироваться во всех направлениях одинаково. Однако в некоторых случаях получение текстуры желательно. В трансформаторной стали используют анизотропию магнитной проницаемости таким образом, чтобы ее максимальное значение вдоль $[100]$ было параллельно направлению магнитного потока.

5.3. Холодная и горячая деформация

В зависимости от соотношения температуры деформации и температуры рекристаллизации различают *холодную* и *горячую* деформации. Холодной деформацией называют такую, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации, поэтому холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла. Деформацию называют горячей, если ее проводят при температуре выше температуры рекристаллизации для получения полностью рекристаллизованной структуры.

При этих температурах деформация также вызывает упрочнение

(«горячий наклеп»), которое полностью или частично снимается полигонизацией и рекристаллизацией, протекающими при температурах обработки и при последующем охлаждении. В отличие от *статической* полигонизации и рекристаллизации, рассмотренные ранее процессы полигонизации и рекристаллизации, происходящие в период деформации, называют *динамическими*.

При горячей обработке давлением (прокатке, прессовании, ковке, штамповке и т. д.) упрочнение в результате наклепа (повышение плотности дислокации) непосредственно в процессе деформации непрерывно чередуется с процессом разупрочнения (уменьшением плотности дислокаций) при динамической полигонизации и рекристаллизации во время деформации и охлаждения.

В этом основное отличие динамической полигонизации и рекристаллизации от статической. Механизмы процессов статической и динамической полигонизации и рекристаллизации одинаковые.

Следует подчеркнуть, что границы между холодным и горячим деформированием условны и зависят от схемы, скорости и температуры обработки, условий охлаждения, а также скорости рекристаллизации металла (сплава).

Горячую деформацию в зависимости от состава сплава и скорости деформации обычно проводят при температурах $(0,70-0,75) T_{пл.}$

При этих температурах процессы динамической полигонизации и рекристаллизации успевают проходить в процессе деформации, что значительно снижает сопротивление металла пластической деформации и повышает пластичность.

Когда металл после деформации имеет частично рекристаллизованную структуру, то такую обработку правильнее называть *неполной горячей* или *теплой деформацией*. В этом случае процесс деформации металла с большими обжатиями и больших сечений затруднен.

ГЛАВА 6. ДВОЙНЫЕ СПЛАВЫ

Сплавы применяются в технике значительно чаще, чем чистые металлы, потому что обладают большим многообразием свойств и превосходят в ряде случаев чистые металлы по уровню ряда свойств.

Элементы, из которых получен сплав, называют *компонентами*. Сплав считается двойным, если он получен из двух компонентов, и

тройным, если – из трех, и т. д.

Сплавы при различных температурах могут находиться в жидком или твердом состоянии. При охлаждении жидкого сплава в нем будет происходить кристаллизация, т. е. выделение кристаллических образований (зерен, кристаллитов).

В застывшем сплаве при его охлаждении могут происходить дальнейшие превращения, в результате которых возможно появление новых кристаллических образований. *Фазой* называют однородные составные части сплава (системы), имеющие одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние и отделяющиеся от остальных частей поверхностями раздела. Рассмотрим кратко характеристику встречающихся фаз в сплавах.

6.1. Фазы в сплавах

Большинство сплавов при соответственно высоких температурах образуют однородную жидкую фазу.

Некоторые компоненты при сплавлении образуют не одну, а две разные по химическому составу жидкие несмешивающиеся фазы (медь – свинец, цинк – свинец, алюминий – натрий). Наконец, в металлургии известны случаи, когда два металлических компонента вообще не сплавляются друг с другом в жидком состоянии (железо – свинец, железо – висмут).

При кристаллизации жидкого сплава в зависимости от вида взаимоотношения компонентов могут выделиться такие кристаллические фазы: твердые растворы, исходные компоненты, химические соединения, промежуточные фазы.

Твердые растворы являются самой распространенной фазой в сплавах. Главные признаки твердого раствора – он всегда сохраняет кристаллическую решетку металла-растворителя и имеет переменный химический состав. На диаграммах состояния область твердых растворов всегда примыкает к ординатам, отвечающим чистым компонентам и поэтому их принято называть *граничными твердыми растворами*.

Твердым раствором называется такая кристаллическая фаза переменного состава, в которой атомы растворенного элемента частично замещают атомы растворителя в его кристаллической решетке или

располагаются в промежутках между ними. Твердый раствор представляет собой однородную фазу. Все зерна одинаковы по кристаллическому строению и химическому составу и состоят из атомов обоих компонентов (рис. 39). Твердые растворы по характеру своего образования делятся на растворы замещения и внедрения.



Рис. 39. Микроструктура сплава твердого раствора из компонентов *A* и *B*

При образовании *твердых растворов замещения* атомы растворенного компонента (металла) замещают атомы металла-растворителя в его кристаллической решетке (рис. 40). Последовательность замещения атомов при увеличении концентрации растворенного компонента бывает произвольная, и не в каждой кристаллической ячейке замещается одинаковое число атомов (особенно при малых концентрациях растворенного компонента). Если размеры атомов растворенного компонента (металла) больше размеров атомов металла-растворителя, то параметр кристаллической решетки увеличивается.

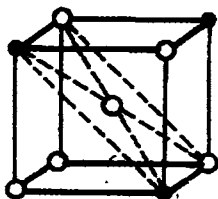


Рис. 40. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения

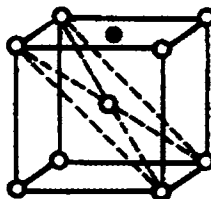


Рис. 41. Кристаллическая решетка твердого раствора внедрения

В зависимости от пределов возможного растворения одного компонента в другом твердые растворы делятся на растворы с *неограниченной* и *ограниченной* растворимостью компонентов.

Твердые растворы с неограниченной растворимостью компонентов образуются в том случае, если кристаллические решетки компонентов однотипны (золото – серебро, медь – никель, никель – железо и др.), а размеры атомов близки друг к другу (разница не должна превышать 15 %). Это положение можно записать $r_B/r_A \geq 0,85$, где r_B – атомный радиус растворенного металла, r_A – атомный радиус металла растворителя. Еще одним из неперемных условий является то, чтобы электронная концентрация компонентов не превышала критическую, т. е. предельную растворимость, которая наступает при достижении некоторой критической величины $C_{эл}$.

$$C_{эл} = N_{эл}/N_A$$

где $N_{эл}$ и N_A – число валентных электронов и число атомов.

Было замечено, что неограниченная растворимость в твердом состоянии наблюдается главным образом у элементов, близко расположенных друг к другу в периодической системе Менделеева. Перечисленные выше условия обязательны для возникновения твердых растворов с неограниченной растворимостью компонентов, но часто этого бывает недостаточно. Есть немало примеров, когда для некоторых пар компонентов эти условия соблюдаются, а неограниченная растворимость их в твердом состоянии не обеспечивается (цинк – кадмий, медь – серебро, кобальт – золото и др.).

Гораздо чаще встречаются случаи ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии. Такие твердые растворы могут образовываться методом замещения и внедрения, в то время как растворы с неограниченной растворимостью компонентов – только методом замещения. Ограниченная растворимость в твердом состоянии одного компонента в другом обычно оказывается различной по своей величине при разных температурах и чаще всего уменьшается с понижением температуры.

Твердые растворы внедрения. Условия образования твердых растворов внедрения отличаются от образования твердых растворов замещения. Для формирования твердого раствора внедрения требуется определенное соотношение между радиусом внедряющегося атома и поры ($r_x/r_M \leq 0,59$, где r_x и r_M – атомные радиусы неметалла и ме-

талла). При образовании твердых растворов внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях между атомами растворителя, микропорах (см. рис. 41). Чем меньше размеры атомов растворенного компонента и чем больше по величине промежутки между атомами растворителя, тем выше может быть концентрация растворенного компонента в твердом растворе внедрения. Обычно твердые растворы внедрения образуются металлами переходных групп с четырьмя элементами: углеродом, азотом, водородом и бором, обладающими малыми размерами атомов. При образовании твердого раствора внедрения параметр кристаллической решетки увеличивается. При этом возникают искажения кристаллической решетки значительно большие, чем при образовании твердых растворов замещения. Твердые растворы внедрения легче образуются в компактных кристаллических решетках ГЦК и ГПУ. Твердые растворы внедрения всегда с ограниченной растворимостью.

В зависимости от природы компонентов, химического состава и температуры в сплаве могут образоваться несколько разных твердых растворов с ограниченной растворимостью. В металловедении различные твердые растворы принято обозначать буквами греческого алфавита: α , β , γ , δ и т. д.

При образовании твердых растворов замещения встречаются случаи, когда атомы каждого компонента в решетке твердого раствора занимают вполне определенные места. Такие растворы называют *упорядоченными*. Например, в сплавах меди с золотом (при атомной концентрации 75 % меди и 25 % золота) атомы золота занимают углы гранецентрированной кубической ячейки кристаллической решетки, а атомы меди – места в центре всех граней (см. рис. 42). Поскольку в этом случае на одну элементарную ячейку раствора приходится 1 атом золота ($1/8 \cdot 8 = 1$) и 3 атома меди ($1/2 \cdot 6 = 3$), то этот упорядоченный твердый раствор напоминает химическое соединение с формулой Cu_3Au . Некоторые твердые растворы, не упорядоченные при повышенных температурах, становятся упорядоченными при низких температурах. Нагрев выше определенной температуры снова переводит твердый раствор в неупорядоченное состояние. В этих явлениях важно то, что в упорядоченном твердом растворе по сравнению с неупорядоченным возрастают твердость, предел упругости и предел прочности. Заметно увеличивается также электропроводность. Нагрев и холодная пластическая деформация вызывают разупорядочение сплава.

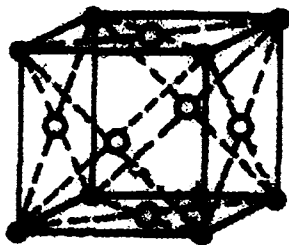


Рис. 42. Кристаллическая решетка упорядоченного твердого раствора меди с золотом

● — атомы золота; ○ — атомы меди

При кристаллизации жидкой фазы сплавов нередко образуются *химические соединения* компонентов. Они возникают, когда один из компонентов сильно отрицателен, а другой электроположителен, и между ними образуются соединения с ионной связью. Химические соединения характеризуются тем, что имеют свою кристаллическую решетку, отличную от решеток исходных компонентов, и практически постоянный химический состав. Они обладают особыми физическими, механическими и другими свойствами, т. е. проявляют себя в сплавах как самостоятельные новые компоненты. Как правило, химические соединения в металлических сплавах тугоплавки и тверды. Замечено, что чаще всего они образуются в сплавах между элементами, далеко расположенными друг от друга в периодической системе Менделеева. При образовании химических соединений вступает во взаимодействие определенное число атомов одного (например, A) и другого компонента (B), поэтому состав такого соединения можно выразить формулой $A_m B_n$, где m и n — целые простые числа. Лишь немногие из химических соединений, образующихся в металлических сплавах, имеют формулу, подчиняющуюся правилу валентности. Такие соединения (Mg_2Si , Mg_2Sn_2 , Mg_3Sb_2 и др.) обычно не образуют твердых растворов.

Большую группу фаз, встречающихся в сплавах, относят к числу *промежуточных*, так как они занимают промежуточное место между твердыми растворами и химическими соединениями, будучи чем-то сходными с теми и другими. Из числа промежуточных фаз отметим *электронные соединения*, *фазы Лавеса*, а также *фазы внедрения* и *фазы вычитания*.

Многие металлы при своем сплавлении образуют электронные соединения. Они возникают в сплавах между одновалентными (Си, Аг, Аи, Li, Na) или переходными металлами (Mn, Fe, Со и др.), с одной стороны, и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 (Ве, Mg, Zn, Cd, Al, Sn и др.) – с другой.

Эти соединения характеризуются определенной электронной концентрацией (отношением числа валентных электронов к общему числу атомов соединения) и имеют переменный химический состав. Для фаз характерно наличие металлической связи.

Встречаются электронные соединения с электронной концентрацией $3/2$, $21/1$, $7/4$. Первая фаза обычно обозначается как β , вторая – γ , третья – ϵ . Каждая из них обладает переменным составом, т. е. растворяет в избытке исходные компоненты. Характерно для этих фаз также то, что все они имеют свои определенные кристаллические решетки: β -фаза – объемно-центрированную кубическую решетку, γ -фаза – сложную кубическую решетку, ϵ -фаза – гексагональную решетку. Примерами таких соединений могут быть:

а) в латунях (сплав Cu – Zn): β – CuZn, γ – Cu₅Zn₃, ϵ – CuZn₃;

б) в бронзах (сплав Cu – Sn): β – Cu₅Sn, γ – Cu₃₁Sn₈, ϵ – Cu₃Sn.

Каждая из этих фаз имеет свою определенную кристаллическую решетку и определенное соотношение атомов, что делает их похожими на химические соединения. Однако тот факт, что электронные соединения в то же время являются фазами переменного состава, делают их сходными с твердыми растворами. В электронных соединениях может наблюдаться явление упорядочения.

Фазы Лавеса. Эти фазы являются интерметаллидными фазами типа A_2B , к ним относятся MgCu₂, AgBe₂, TiFe₂, MgNi₂ и др. Элементы, формирующие фазы Лавеса, могут находиться в любой части периодической системы, при этом один и тот же металл может играть роль компонента *A* или *B*. Один или оба компонента могут быть Переходными элементами. Возникновение фаз Лавеса определяется главным образом размерным фактором (атомные радиусы соотносятся как 1,2:1). Они имеют сложную плотноупакованную решетку, которая может относиться к кубической или гексагональным сингони-ям.

Фазы Лавеса повышают прочностные характеристики и сопротивление ползучести (сопротивление деформированию образца во

времени под действием напряжения) ряда промышленных сплавов.

К промежуточным фазам относят так называемые *фазы внедрения*. Они образуются между металлами переходных групп и неметаллами с малым атомным радиусом (углерод, азот, водород, бор), когда отношение атомного радиуса неметалла к атомному радиусу металла равно или менее 0,59. Образующиеся при этом фазы называются карбидами, нитридами, гидридами и боридами. При образовании фаз внедрения кристаллическая решетка металла изменяется (происходит перекристаллизация), что отличает эти фазы от твердых растворов внедрения, в которых решетка остается неизменной, присущей основному компоненту – металлу–растворителю.

Фазы внедрения можно разделить на *типичные* и *нетипичные*. К типичным фазам внедрения относятся такие, для которых отношение атомного радиуса неметалла r_x к атомному радиусу металла r_M не превышает 0,59. Для них характерны простые кристаллические решетки. Атомы неметалла могут располагаться в октаэдрических или тетраэдрических порах. В решетках ГЦК и ГПУ размер окта- и тетрапор одинаков и составляет для первых величину $0,41 r$, а для вторых – $0,225 r$, где r – радиус металлического атома. Так как размер октапор в 2 раза больше, чем тетрапор, поэтому в тетрапорах могут располагаться только малые по размеру атомы, например, водорода.

На один металлический атом в ГЦК и ГПУ решетках приходится две тетраэдрические и одна октаэдрическая поры.

В ОЦК решетке октапора имеет размер $0,154 r$, а тетрапора – $0,291 r$, т. е. последние поры являются более крупными.

Типичные фазы внедрения могут быть выражены следующими формулами: MX_2 , MX , M_2X и M_4X , где M – металл, X – неметалл (углерод, бор, водород, азот).

При отношении $r_x/r_M = 0,41 - 0,59$ атомы неметалла в ГЦК и ГПУ решетках размещаются в октапорах, для случая фаз внедрения, имеющих формулы M_2X и M_4X , неметаллические атомы заполняют только часть пор, а в соединении MX они заполняют все поры. Если $r_x/r_M < 0,41$, то атомы металла занимают не все поры, и такая структура становится неустойчивой. Типичные фазы внедрения чаще всего имеют переменный химический состав и в некоторых случаях область гомогенности весьма значительна.

Фазы внедрения, несмотря на значительный процент неметалла,

обладают типичными металлическими свойствами (металлическим блеском, электропроводностью). Наиболее важным свойством фаз внедрения является их очень высокая твердость, поэтому некоторые из них (например, карбиды вольфрама и титана) находят широкое применение при изготовлении твердых сплавов.

Нетипичные фазы внедрения образуются металлами и теми же неметаллами, но имеют иной размерный фактор – $r_x/r_M > 0,59$ (в пределах 0,59 – 0,63). Этим фазам внедрения присуща сложная кристаллическая решетка, в ряде случаев они сохраняют узкую область гомогенности.

К нетипичным фазам внедрения относятся все бориды и карбиды хрома, марганца и железа. Примером указанных фаз является карбид железа Fe_3C (цементит), имеющий сложную ромбическую решетку. Свойства типичных и нетипичных фаз внедрения во многом близки.

Фазы вычитания. Данные фазы (или структуры вычитания) представляют собой соединения, в которых некоторые позиции одного из компонентов в кристаллической решетке оказываются незанятыми. К фазам этого типа обычно относятся соединения, у которых формальное соотношение долей атомов разного сорта должно составлять 1:1, однако некоторые места, принадлежащие одному из компонентов, оказываются пустыми (вакантными). Так, в одном из окислов железа (вюстит FeO) не соблюдается указанное соотношение – все кислородные позиции заняты, а некоторые железные пустуют (см. рис. 43).

Наличие незанятых позиций приводит к отклонению от стехиометрического соотношения атомов и вместо формулы типа AB можно приписать формулу типа AB_n . Это приводит к изменению (уменьшению) параметра решетки.

Отметим, что в отличие от термических вакансий, равновесное количество которых определяется температурой, вакансии, обусловленные особенностями образования подобных дефектных структур вычитания, называются концентрационными, поскольку их число определяется химическим составом сплава.

Структуры вычитания могут быть образованы металлами и металлоидами (упомянутый окисел FeO , сульфид FeS , некоторые карбиды, например, TiC , NbC , VC), а также только металлами. Они

встречаются в различных промежуточных фазах, в частности, фазах внедрения, электронных соединениях.

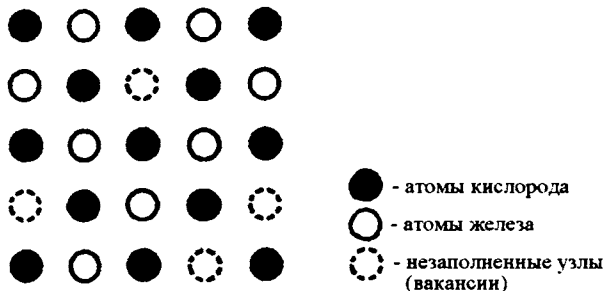


Рис. 43. Фаза вычитания (структура вюстита FeO)

Таким образом, фазы внедрения имеют сходство как с химическими соединениями, так и с твердыми растворами, поэтому их, как и электронные соединения, относят к разряду промежуточных фаз. Отметим, что и упорядоченные твердые растворы также можно отнести к числу промежуточных фаз.

Сплавы при комнатной температуре могут состоять из одной кристаллической фазы или из смеси разных фаз. Окончательные свойства сплава (например, механические) зависят от физической природы, химического состава и количества присутствующих фаз, а также от внешней формы, степени измельчения и взаиморасположения этих фаз, т.е. от структуры сплава, поэтому понятна вся важность изучения превращений, совершающихся при кристаллизации сплавов, и закономерностей формирования их структуры.

6.2. Диаграммы состояния систем

Диаграммы состояния для каждой пары компонентов (системы) показывают характер взаимоотношения компонентов, описывают фазовый состав любого сплава при любой температуре и дают возможность изучить процессы превращений в сплавах при их нагреве и охлаждении.

Прежде чем перейти к изучению построения диаграмм состоя-

ния двойных систем, напомним, что процессы кристаллизации и дальнейших превращений в твердом состоянии подчиняются правилу фаз Гиббса, рассмотренному ранее. На основании правила фаз, примененного к изучаемому сплаву, можно не только устанавливать вариантность системы (число степеней свободы – C), но и определять число фаз (Φ) или число компонентов (K) сплава. Применение правила фаз будет показано далее на конкретных примерах при изучении различных диаграмм состояния.

Диаграммы состояния систем строятся на основании использования данных многочисленных опытов с применением различных методов исследований. При проведении экспериментов определяются температуры начала и конца кристаллизации (критические точки) различных сплавов для взятой пары компонентов, изучаются превращения, протекающие при кристаллизации и дальнейшем охлаждении, анализируются возникающие фазы.

Суммирование всего экспериментального материала с соответствующей научной проверкой (правило фаз) дает в итоге возможность графически представить взаимоотношение компонентов как в жидком, так и в твердом состоянии в зависимости от изменения температуры и концентрации, т. е. установить условия равновесного существования фаз в сплаве.

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния сплава. Строится она в системе прямоугольных координат, где по вертикальной оси откладывается температура, а по горизонтальной – концентрация компонентов в весовых (иногда в атомных) процентах.

В левом углу диаграммы находится 100 % одного компонента (A), а в правом – 100 % другого компонента (B). Сплав в точке a на рис. 44 состоит из 35 % A и 65 % B .

Любая точка, взятая на диаграмме, называется *фигуративной*. Фигуративная точка b определяет химический состав (концентрацию компонентов) и температуру сплава путем проекции этой точки на соответствующие оси диаграммы. Вертикальные линии, проведенные на диаграмме состояния и отвечающие сплаву определенного состава, называются *линиями фигуративных точек* сплава.

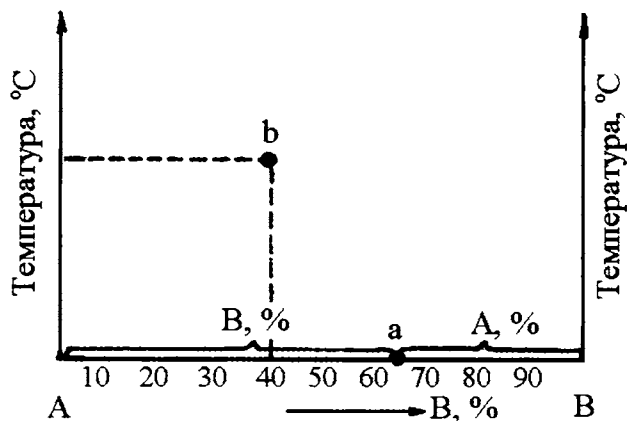


Рис. 44. Определение концентрации компонентов и температуры в фигуративных точках *a* и *b*

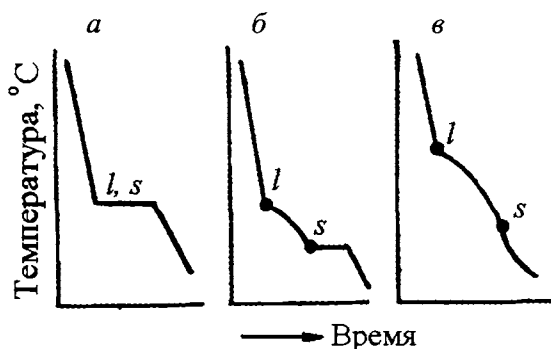


Рис. 45. Термические кривые охлаждения: *a* – чистый металл; *б* – сплав свинца с сурьмой; *в* – сплав меди с никелем

Для построения диаграммы состояния необходимо определить критические точки фазовых превращений для выбранных сплавов (например, начала и конца кристаллизации жидкой фазы). Эти точки могут быть установлены разными методами исследования, например, термическим. На рис. 45 схематически представлены термические кривые охлаждения различных жидких фаз.

Термические кривые могут иметь различный вид, но на каждой диаграмме точка *l* означает начало кристаллизации, а точка *s* – конец

кристаллизации жидкой фазы.

Если через все однозначные критические точки разных сплавов одной системы провести общие линии, то получим диаграмму состояния. Каждая диаграмма представляет собой одну или несколько сопряженных между собой пар кривых, которые указывают на фазы, находящиеся друг с другом в равновесии. Диаграммы состояния позволяют определить фазовый состав сплава при разных температурах и химическом составе, дают сведения о фазовых превращениях при нагреве и охлаждении, предоставляют возможность оценить химический состав и весовые количества фаз в сплавах в условиях равновесия. Диаграммы состояния позволяют также качественно судить о структурных составляющих сплавов, полученных при медленном охлаждении.

Рассмотрим примеры основных диаграмм состояния двойных систем.

6.2.1. Диаграмма состояния с отсутствием растворимости в твердом состоянии и эвтектическим превращением

Полного отсутствия растворимости компонентов в твердом состоянии, строго говоря, не существует. Однако при очень малой растворимости компонентов можно считать, что растворимость в твердом состоянии *практически* отсутствует.

Подобный тип диаграммы состояния системы образуют, например, такие компоненты, как свинец и сурьма. Рассмотрим диаграмму состояния этой системы (см. рис. 46).

Свинец плавится при температуре 327 °С, а сурьма – при 630 °С. Выше верхних линий *ac* и *bc* все сплавы находятся в виде однородной жидкой фазы – раствора компонентов (область 1). Линии *ac* и *bc* соответствуют началу кристаллизации сплавов при охлаждении, причем по линии *ac* из сплавов выделяются кристаллы свинца, а по линии *bc* – кристаллы сурьмы и называются линиями *ликвидуса* (в переводе с латинского – жидкий). Линии ликвидуса *ac* и *bc* показывают пределы растворимости одного компонента в другом – жидком состоянии. В рассматриваемой диаграмме состояния линия ликвидуса *ac* показывает пределы насыщения жидкой фазы свинцом, а линия ликвидуса *bc* – сурьмой при соответствующих этим линиям температу-

рах. Нетрудно заметить, что пределы растворимости уменьшаются при понижении температуры и увеличиваются при повышении ее.

Линия kcn является линией конца кристаллизации всех сплавов ($246\text{ }^{\circ}\text{C}$). Линия, ниже которой при охлаждении полностью исчезает жидкая фаза, называется линией *солидуса* (в переводе «солидус» – твердый). Таким образом, в области *II* имеются две фазы: кристаллы Sb и жидкая фаза (L), в области *III* – также две фазы: кристаллы Pb и жидкая фаза (L) и, наконец, ниже линии kcn , в области *IV* – две твердые фазы: кристаллы Pb и кристаллы Sb.

При обсуждении процессов, протекающих в сплавах, широко применяется *правило фаз*. Таким образом, в сплаве 1 (95 % Pb + 5 % Sb) кристаллизация начинается в точке l_1 с выделения кристаллов Pb и будет продолжаться до точки (т. е. до температуры) s_1 . В сплаве 2 (70 % Pb + 30 % Sb) кристаллизация начинается на линии ликвидуса bc в точке l_2 с выделения кристаллов Sb и заканчивается в точке s_2 . Интервал кристаллизации в сплаве 3 (20 % Pb + 80 % Sb) по температуре еще больший: выделение сурьмы начинается в точке l_3 и кончается в точке s_3 . Легко заметить, что температура начала кристаллизации сплавов разная, а температура конца кристаллизации одинакова для всех сплавов. Единственный сплав состава точки c (87 % Pb + 13 % Sb) кристаллизуется при одной постоянной температуре, равной $246\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Проследим за кристаллизацией сплава с 50 % Sb по рис. 46. Кристаллизация сплава начинается в точке l (точнее несколько ниже точки l , находящейся на линии ликвидуса, когда жидкая фаза переохлаждена) с выделения кристаллов Sb и продолжается до точки s . Химический состав жидкой фазы сплава изменятся следующим образом. Жидкая фаза, выделяя кристаллическую сурьму, будет, естественно, обедняться сурьмой. При любой заданной температуре сурьмы выделяется столько, что жидкая фаза все время оказывается предельно насыщенной сурьмой и химический состав жидкой фазы при охлаждении от точки l до точки s непрерывно изменяется согласно ходу линии ликвидуса от точки l к точке c . Например, при температуре t_1 жидкая фаза должна иметь состав, соответствующий точке p (при проекции этой точки на ось концентраций получаем точку p'). При достижении сплавом $246\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка s) жидкая фаза соответствует по концентрации компонентов точке c , т. е. содержит 87 % Pb и 13 % Sb.

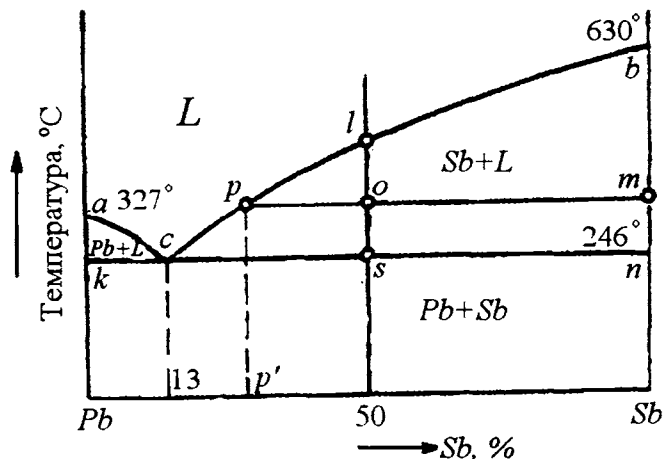


Рис. 46. Диаграмма состояния системы Pb – Sb (кристаллизация сплава с 50 % Sb)

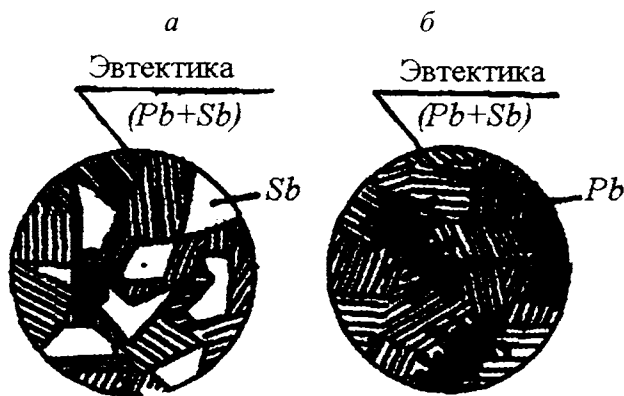
Следовательно, жидкая фаза предельно насыщена как свинцом, так и сурьмой, которые могут одновременно выделяться из нее, поэтому конец кристаллизации сплава с 50 % Sb, а также сплавов с 5 и 30 % Sb, как и всякого другого из этой системы, будет в соответствующих точках *s* на линии *kcn* своеобразным: с одновременным выделением как кристаллов Pb, так и Sb.

Такая кристаллизация двух твердых фаз из одной жидкой называется эвтектической (от греческого слова «эвтектика», что означает «легко плавящаяся»). Точка *c* называется эвтектической точкой, а линия *kcn* – линией эвтектического превращения.

Одновременная кристаллизация двух твердых фаз из одной жидкой фазы, наблюдаемая при эвтектическом превращении, протекает при постоянной температуре и приводит к получению особой смеси из обеих кристаллических фаз. Эвтектики различных систем имеют свою характерную структуру и, как было показано ранее, состоят из двух фаз. В сплаве с 50 % сурьмы кристаллизация начиналась выделением сурьмы, а заканчивалась образованием эвтектики из свинца и сурьмы. Кристаллизация сплава с 5 % сурьмы начиналась выделением свинца, а заканчивалась образованием той же эвтектики. На рис. 47 схематически изображены типы микроструктур обоих

сплавов, которые можно увидеть в микроскоп при комнатной температуре. Сплав с 13 % Sb будет называться *эвтектическим* и его структура должна быть представлена одной эвтектикой. Сплавы, лежащее правее точки *c*, называются *заэвтектическими*, а левее точки *c* – *доэвтектическими*.

Заэвтектический сплав с 50 % Sb (см. рис. 46) при температуре t_1 характеризуется фигуративной точкой *o* и состоит из двух фаз: жидкой – состава точки *p* и кристаллов сурьмы.



Чтобы определить, какие фазы находятся в равновесии друг с другом в любой двухфазной области диаграммы двойной системы, и узнать весовые количества этих фаз, надо применить *правило рычага*:

1. Через заданную фигуративную точку провести горизонтальную линию (коноду) вправо и влево до встречи с ближайшими фазовыми линиями диаграммы. Тогда точки встречи (пересечения) укажут физическую природу равновесных фаз, а их проекции на ось концентраций – химический состав фаз.
2. Проведенная конода делится в фигуративной точке на два отрезка (плеча), величина которых обратно пропорциональна весовым количествам найденных фаз.

На основании этого правила можно всегда установить, какая кристаллическая фаза будет выделяться из жидкой фазы и каков ее химический состав. Для этого надо из соответствующей точки на ли-

нии ликвидуса провести коноду до встречи с сопряженной линией равновесия. Проекция точки пересечения на ось концентраций укажет состав кристаллизующейся фазы. Применяя правило рычага, получим для сплава с 50 % Sb в фигуративной точке o (см. рис. 47):

$$Q_L / Q_{Sb} = om / op,$$

где Q_L – количество жидкой фазы состава точки p ; Q_{Sb} – количество кристаллической сурьмы (точка m). Следовательно,

$$Q_{Sb} = op / pm \cdot 100\%,$$

$$Q_L = om / pm \cdot 100\%.$$

Таким образом, для определения количества любой фазы в двухфазной области необходимо взять отношение длины противоположного плеча к длине всего рычага (коноды) и выразить в процентах. Весовое количество фазы в однофазной области всегда 100 %, т.к. количество сплава принимаем за 100 %. Химический состав фазы в однородной области равен составу сплава. В трехфазной области весовые количества фаз нельзя определить, а химический состав каждой фазы равен химическому составу точки, лежащей на линии превращения и принадлежащей этой фазе.

Для диаграмм состояния действует правило соприкасающихся пространств состояний, согласно которому в сплавах области диаграмм, граничащие между собой по линии, различаются по числу фаз на единицу. Проследим это правило на примере сплава 50 % Sb при различных температурах.

Выше точки l сплав представляет собой однородную жидкую фазу, поэтому

$$C = K - \Phi + l = 2 - 1 + 1 = 2.$$

Это означает, что сплав, находясь выше линии ликвидуса, остается в однофазном состоянии при одновременном изменении температуры и концентрации компонентов.

В двухфазной области между точками l и s :

$$C = K - \Phi + l = 2 - 2 + 1 = 1.$$

Значит, двухфазное состояние может сохраняться при изменении температуры или концентрации компонентов в фазах. Однако каждой температуре будут соответствовать определенные concentra-

ции компонентов в фазах. Так, при t_l жидкая фаза имеет состав точки p , твердая фаза – состав точки m (в данной системе твердые фазы имеют постоянный состав, т. к. являются компонентами).

При эвтектическом превращении одновременно существуют три фазы: жидкая состава точки c , кристаллы Pb и кристаллы Sb, поэтому

$$C = K - \Phi + I = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Следовательно, трехфазное состояние возможно только при определенной температуре (246 °C) и определенной концентрации компонентов во всех трех фазах (точки k , c , n).

Анализируя процесс кристаллизации любого доэвтектического и заэвтектического сплава, нетрудно понять, что после завершения всех превращений каждый сплав при комнатной температуре состоит из смеси двух твердых фаз – кристаллов Pb и Sb. Эти кристаллы являются фазовыми составляющими всех сплавов системы Pb – Sb при комнатной температуре.

Наряду с представлением о фазовых составляющих сплавов важным также является понятие о структурных составляющих. Под структурными составляющими понимаются одинаковые части видимой под микроскопом структуры сплава, состоящие из одной или нескольких фаз и обладающие характерными особенностями строения (структуры). Так, в сплаве с 50 % Sb (и также во всех заэвтектических сплавах) структурными составляющими при комнатной температуре являются кристаллы сурьмы, выделившиеся первыми из жидкой фазы, и эвтектика, состоящая из смеси более мелких кристалликов сурьмы и свинца. В сплаве с 5 % Sb (и во всех доэвтектических сплавах) структурными составляющими при комнатной температуре являются кристаллы свинца, выделившиеся первыми из жидкой фазы, а также эвтектика.

Структура эвтектического сплава (13 % Sb) будет состоять из одной эвтектики.

Понятие о структурных составляющих сплавов не противоречит понятию о фазовых составляющих, так как в структурных составляющих заэвтектических и доэвтектических сплавов фактически имеются две фазы – свинец и сурьма.

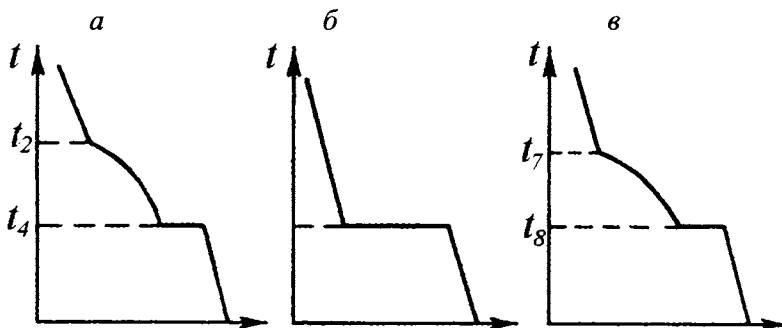


Рис. 48. Термические кривые для сплавов доэвтектического (а), эвтектического (б) и заэвтектического (в) составов

6.2.2. Диаграмма состояния с химическими соединениями

Устойчивым химическим соединением называется такое соединение, которое имеет ясно выраженную точку (температуру) плавления.

Диаграмма состояния в общем виде при компонентах A и B с образованием химического соединения A_mB_n представлена на рис. 49. Устойчивое химическое соединение A_mB_n имеет четкий максимум из двух линий ликвидуса. Вся диаграмма состоит из двух диаграмм с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическими превращениями, где химическое соединение играет роль как бы нового компонента. Кристаллизация различных по концентрации сплавов будет происходить так же, как и в первом типе диаграммы.

В приведенной системе (см. рис. 49) образуются две разные эвтектики: одна состоит из фаз A и A_mB_n , вторая – из B и A_mB_n . Структурными составляющими сплавов концентрации от A до A_mB_n будут:

- а) доэвтектические сплавы: $A + \text{эвтектика } (A + A_mB_n)$;
- б) заэвтектические сплавы: $A_mB_n + \text{эвтектика } (A + A_mB_n)$.

Структурными составляющими сплавов концентрации от A_mB_n до B :

- а) доэвтектические сплавы: $A_mB_n + \text{эвтектика } (B + A_mB_n)$;
- б) заэвтектические сплавы: $B + \text{эвтектика } (B + A_mB_n)$.

В любой двухфазной области может быть применено правило рычага для определения весовых количеств фаз.

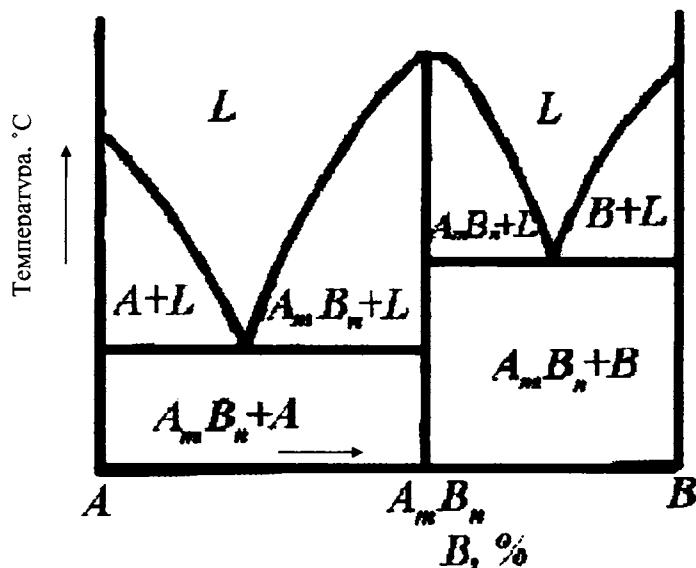


Рис. 49. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием устойчивого химического соединения A_mB_n

6.2.3. Диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Систему подобного типа образуют, например, медь и никель. Диаграмма состояния этой системы приведена на рис. 50. Верхняя линия – линия ликвидуса, нижняя – линия солидуса. В случае образования твердых растворов в сплавах при кристаллизации не выделяются исходные компоненты. Во всех случаях образуются кристаллы только твердого раствора, который обозначим буквой α . Процесс кристаллизации твердого раствора имеет существенные особенности, так как концентрация компонентов в нем непрерывно изменяется.

Рассмотрим сплав с 50 % Ni. При температуре t_1 (фиг. точка a) сплав находится в однофазном жидком состоянии – L . Кристаллизация сплава начнется в точке b при температуре t_2 , когда выделяются первые кристаллы α -твердого раствора меди и никеля химического состава точки $c(c')$. Первые порции α -твердого раствора имеют зна-

чительно большее содержание Ni (компонента с более высокой температурой плавления, чем у Cu) по сравнению со средним составом сплава. При дальнейшем охлаждении сплава (до температуры t_4) (продолжается кристаллизация α -твердого раствора, причем химический состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса от точки b к точке n , а химический состав α -твердого раствора – по линии солидуса от точки c к точке m . Следовательно, обе фазы в процессе кристаллизации обогащаются медью. Итак, выделяющийся α -твердый раствор постепенно приближается по составу к исходной концентрации компонентов, т. е. к 50 % Ni и 50 % Cu. Изменение содержания меди и никеля в α -твердом растворе осуществляется путем диффузии внутри твердого раствора и в жидкой фазе – при межфазовом взаимодействии расплава и кристаллов. Для выравнивания химического состава твердого раствора необходимо очень медленное охлаждение сплава. При промежуточной температуре t_3 жидкая фаза сплава имеет состав точки $d(d')$, а α -твердый раствор – точки $e(e')$.

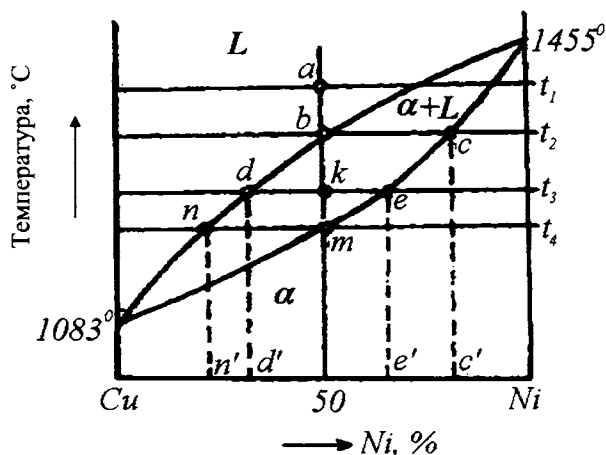


Рис. 50. Диаграмма состояния системы Cu - Ni с образованием твердого раствора с неограниченной растворимостью компонентов

Количество жидкой фазы

$$Q_L = ke/de \cdot 100 \text{ \%}.$$

Количество α -твердого раствора

$$Q_L = dk/de \cdot 100 \text{ \%}.$$

Правило фаз, примененное к сплаву, находящемуся между линиями ликвидуса и солидуса, когда

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1,$$

указывает, что кристаллизация α -твердого раствора из жидкой фазы будет происходить при переменной температуре, но зато при каждой заданной температуре концентрация компонентов в обеих фазах совершенно определенная (при t_3 в жидкой фазе – d , а в α -твердом растворе – c). Кристаллизация сплава закончится в точке m при температуре t_4 , причем последняя порция жидкой фазы будет иметь состав точки $n(n')$. Таким образом, α -твердый раствор в итоге имеет исходную концентрацию компонентов, т. е. 50 % Ni и 60 % Cu, и при дальнейшем охлаждении не испытывает никаких превращений. Отметим еще раз, что вполне однородным сплав будет только при очень малой скорости охлаждения во время кристаллизации.

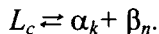
Из диаграммы состояния данной системы видно, что ниже линии солидуса имеется однофазная область α -твердого раствора. Кристаллизация любого другого сплава происходит так же, как и в сплаве с 50 % Ni.

6.2.4. Диаграмма состояния с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Диаграмма состояния системы с эвтектическим превращением.

На рис. 51 показана диаграмма состояния, когда образуются два разных твердых раствора с ограниченной растворимостью. Твердый раствор компонента B в A обозначим как α , а твердый раствор компонента A в B как β . На линии ликвидуса ac начинается кристаллизация сплавов с выделения кристаллов α -твердого раствора, концентрация компонентов в котором изменяется по ходу линии солидуса ak . На линии ликвидуса bc начинается кристаллизация сплавов с выделения кристаллов β -твердого раствора, концентрация компонентов в котором изменяется по ходу линии солидуса bn . Линия kcn является линией эвтектического превращения, состоящего в том, что жидкая фаза состава точки c при постоянной температуре кристаллизуется с одновременным выделением смеси из двух твердых растворов:

α -раствора состава точки $k(k')$ и β -раствора состава точки $n(n')$. Схематически эвтектическое превращение можно записать так:



Линия kp указывает на пределы растворимости компонента B в A , т. е. в α -растворе, а линия nt – на пределы растворимости компонента A в B , т. е. в β -растворе, при разных температурах (линии сольвуса).

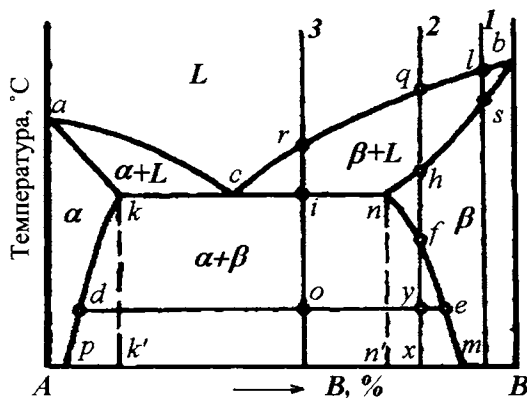


Рис. 51. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием твердых растворов α и β с ограниченной растворимостью компонентов при наличии эвтектического превращения

По диаграмме состояния (рис. 51) можно судить о том, что в любом сплаве этой системы при кристаллизации жидкой фазы и при последующем охлаждении могут образовываться только твердые растворы.

Рассмотрим процессы фазовых превращений в разных сплавах при их охлаждении. Кристаллизация сплава l начинается в точке l на линии ликвидуса bc с выделения β -твердого раствора и будет продолжаться при понижении температуры до точки s на линии солидуса bn . В точке s кристаллизация заканчивается, и далее сплав охлаждается без всяких изменений в виде одной фазы β -раствора с исходной концентрацией. Важно обратить внимание на то, что в сплаве l при охлаждении ниже точки s в β -растворе будет неизменное количество

растворенного компонента A , меньшее по сравнению с предельно возможным, описываемым линией предела насыщения nm .

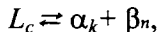
Кристаллизация сплава 2 начинается также на линии ликвидуса bc в точке q с выделения кристаллов β -твердого раствора и будет продолжаться до точки h на линии солидуса bn . Изменение концентрации компонентов в твердом растворе и в жидкой фазе сплава 2, а также и сплава 1, в процессе кристаллизации происходит так, как это было описано при разборе предыдущей диаграммы состояния.

При дальнейшем охлаждении от точки h до точки f в сплаве 2 не происходит никаких изменений. Сплав остается однофазным (β -раствор). В точке f , лежащей на линии nm , β -раствор становится предельно насыщенным компонентом A и потому, начиная с этой температуры, при дальнейшем охлаждении из β -раствора должен выделяться избыток компонента A . Ввиду того, что компонент A при этой температуре может растворить некоторое количество компонента B , фактически при охлаждении сплава 2 ниже точки f из β -раствора выделяется α -раствор с концентрацией компонентов, определяемой линией kp . Таким образом, ниже точки f сплав становится двухфазным, состоящим из смеси α - и β -растворов. С понижением температуры химический состав (концентрация компонентов) в обоих твердых растворах должен изменяться согласно ходу линий kp для α -фазы и nm для β -фазы, т. е. α -раствор будет обедняться компонентом B , а β -раствор – компонентом A . Это обеднение твердых растворов соответствующими компонентами происходит путем взаимного перераспределения атомов A и B между кристаллами α - и β -растворов. Так, в точке y сплав 2 будет состоять из смеси β -раствора состава точки e и α -раствора состава точки d . Количество каждого твердого раствора может быть определено на основании применения правила рычага, когда должна учитываться длина плеч dy и ey при общей величине рычага (коноды) de .

При достижении низшей температуры диаграммы в точке x сплав состоит из смеси зерен α -твердого раствора состава точки p и β -твердого раствора состава точки m . В структуре сплава 2 отсутствует эвтектика из α - и β -растворов, так как эвтектика как структурный элемент может присутствовать только в сплавах, имеющих составы от точки $k(k')$ до точки $n(n')$.

Кристаллизация сплава 3 начинается, как и для первых двух

сплавов, на линии ликвидуса, bc в точке r с выделения β -раствора. При достижении эвтектической температуры сплав должен состоять из β -твердого раствора с максимальной концентрацией растворенного компонента A (точка $n(n')$) и жидкой фазы с эвтектической концентрацией (точка c). В точке i (точнее – немного ниже этой точки) на линии солидуса kcn в сплаве происходит эвтектическое превращение:



в результате которого вся жидкая фаза закристаллизовывается с образованием эвтектической смеси α - и β -растворов предельного насыщения. Ниже точки i застывший сплав состоит из смеси двух твердых фаз: α - и β -твердых растворов, которые при понижении температуры изменяют свою концентрацию согласно ходу линий kp (для α -раствора) и nt (для β -раствора). В понятие «фаза» при этом включаются кристаллы β -раствора, выделившиеся первыми из жидкой фазы, и кристаллы β -раствора, находящиеся в эвтектической смеси, закристаллизовавшиеся позднее.

В точке o сплав состоит из смеси α -раствора состава точки d и β -раствора состава точки e в соотношении

$$Q_\alpha / Q_\beta = oe/od.$$

Поскольку левая часть диаграммы состояния (от точки c) аналогична правой ее части, нет необходимости разбирать процессы фазовых превращений в сплавах с первоначальным выделением кристаллов α -раствора. Последовательность фазовых изменений в этом случае должна оставаться такой же, как и в сплавах 1, 2 и 3.

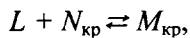
Сплавы, в которых есть переменная растворимость компонентов в твердых растворах при изменении температуры, представляют особый интерес для технических целей. На диаграмме (см. рис. 51) к ним можно отнести две группы сплавов: от точки p до точки k' и от точки n' до точки m .

В подобных сплавах методом специальной термической обработки можно получить различные неравновесные состояния и структуры, в результате чего эти сплавы могут приобрести ценные свойства (повышенную прочность и твердость). Если, например, нагреть сплав 2 до температуры выше точки f (но ниже точки h), то фазовое состояние сплава будет представлено одним β -твердым раствором с

исходной концентрацией компонентов. Последующее быстрое охлаждение в воде (закалка) предотвратит выделение избыточной α -фазы, и сплав при комнатной температуре будет состоять, как и в нагретом состоянии, из одного β -раствора состава точки x . Но это уже будет неравновесное состояние сплава, β -твердый раствор окажется пересыщенным компонентом A . Последующий распад такого пересыщенного твердого раствора, происходящий при комнатной температуре (естественное старение) или при невысоком нагреве (искусственное старение), может привести к получению новых структурных состояний и свойств. Так, например, получают повышенную прочность и твердость сплавов алюминия с медью (дуралюмины) и меди с бериллием (бериллиевые бронзы).

Диаграмма состояния системы с перитектическим превращением

Перитектическим превращением называется такое фазовое превращение, когда в результате взаимодействия жидкой фазы с ранее выделившейся кристаллической образуется новая кристаллическая фаза. В общем виде такая реакция может быть записана так:



где L – жидкая фаза; $N_{\text{кр}}$ и $M_{\text{кр}}$ – кристаллические фазы.

В результате перитектического превращения в структуре сплавов иногда новая кристаллическая фаза ($M_{\text{кр}}$) окружает участки старой кристаллической фазы ($N_{\text{кр}}$), поэтому такую структуру и само превращение называли перитектическими («регу» в переводе с греческого – «вокруг»). Поскольку при перитектическом превращении одновременно наблюдаются три фазы, эта реакция, как и эвтектическая, должна протекать при постоянной температуре и при постоянных концентрациях компонентов во всех трех фазах, так как по правилу фаз:

$$C = K - \Phi + I = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Рассмотрим диаграмму состояния, когда в системе образуются твердые растворы с ограниченной растворимостью компонентов при наличии перитектического превращения (см. рис. 52). Следует отметить, что этот случай является весьма распространенным в техниче-

ски важных системах. Подобные диаграммы состояний встречаются в железоуглеродистых сплавах и во многих цветных сплавах (бронзах, латунях и др.).

В системе, приведенной на рис. 52, так же, как и в ранее рассмотренной (рис. 51), образуются два твердых раствора с ограниченной растворимостью компонентов α и β . Линия cd указывает на пределы растворимости компонента B в A , т. е. в α -растворе, а линия nt – на пределы растворимости компонента A в B , т. е. в β -растворе при разных температурах. Линия kcp является линией перитектического превращения. На этой линии, а точнее – несколько ниже ее, жидкая фаза состава точки k взаимодействует с β -твердым раствором состава точки n , в результате чего образуется α -твердый раствор состава точки c : $L + \beta_n \rightleftharpoons \alpha_c$.

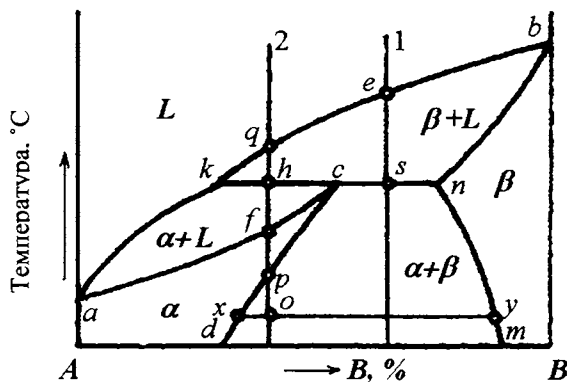


Рис. 52. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием твердых растворов α и β с ограниченной растворимостью компонентов при наличии перитектического превращения

Кристаллизация сплава l начнется при температуре чуть ниже точки l на линии ликвидуса bk с выделения первичных кристаллов β -твердого раствора, состав которого будет с понижением температуры постепенно изменяться по линии солидуса к точке n . Жидкая фаза изменяется при этом согласно ходу линии ликвидуса к точке k . При достижении точки s на линии kcn закончится кристаллизация β -твердого раствора.

При температуре немного выше линии kcn сплав состоит из двух фаз: L_k и β . На линии kcn (т. е. при данной температуре) в сплаве происходит перитектическое превращение, в результате которого образуется некоторое количество α -твердого раствора состава точки c .

После перитектического превращения сплав l (и все сплавы по составу от точки c до n) состоит из двух твердых растворов α_c и β_n . Следовательно, в процессе превращения жидкая фаза L_k израсходовалась полностью, кристаллы же β -твердого раствора (β_n) частично пошли на образование α -твердого раствора и остались еще в избытке. При дальнейшем охлаждении будет изменяться концентрация компонентов как в α -, так и в β -растворах, согласно ходу линий cd и nm ; при этом возможно некоторое изменение количества обеих твердых фаз, что легко установить, применяя правило рычага. При низшей температуре сплав l состоит из двух растворов: α -раствора состава точки d и β -раствора состава точки m .

Кристаллизация сплава 2 начнется в точке q и закончится в точке h с выделения кристаллов β -твердого раствора, так же как и в сплаве 1 . На линии kcn происходит то же самое перитектическое превращение с тем отличием, что по окончании этого превращения в избытке окажется жидкая фаза, а β -раствор полностью израсходуется на образование α -твердого раствора. Это можно установить, если проанализировать фазовый состав сплава при температуре немного ниже точки h . Нетрудно заметить, что подобный результат перитектического превращения будет получен во всех сплавах, имеющих состав от точки k до точки c . Перитектическую реакцию нельзя рассматривать как подобие химической реакции соединения двух фаз с образованием новой фазы. Сущность ее состоит в следующем. При переохлаждении ниже перитектической температуры жидкий раствор становится пересыщенным по отношению к перитектической фазе — α -твердому раствору, которая поэтому и кристаллизуется. При кристаллизации α -фазы жидкий раствор обедняется компонентом B и становится ненасыщенным по отношению к β -фазе, что приводит к ее растворению в жидкости.

Итак, в сплаве 2 , в отличие от сплава 1 , после окончания перитектического превращения еще остается жидкая фаза, которая при дальнейшем охлаждении будет кристаллизоваться с выделением α -твердого раствора вплоть до точки f , лежащей на линии солидуса

ас. В соответствии с законами кристаллизации твердых растворов в кристаллах α -фазы будет происходить изменение концентрации компонентов от точки c до точки f .

От точки f до точки p сплав охлаждается в однофазном состоянии в виде α -твердого раствора с исходной концентрацией компонентов. При достижении точки p на линии cd α -раствор становится предельно насыщенным компонентом B , поэтому при охлаждении ниже точки p из α -раствора начнется выделение β -раствора состава, определяемого линией nm . При дальнейшем понижении температуры состав α -твердого раствора будет изменяться согласно линии cd , а состав β -твердого раствора – согласно линии nm аналогично тому, как это было показано при разборе сплава 1.

После окончания всех фазовых превращений сплав 2 состоит из кристаллов α -твердого раствора состава точки d и β -твердого раствора состава точки m . Рассматривать фазовые превращения в сплавах, лежащих правее точки n и левее точки k , т. е. не испытывающих при кристаллизации перитектического превращения, нет необходимости, так как аналогичные примеры уже были разобраны на сплавах по диаграммам (см. рис. 52 и 53).

Перитектическое превращение в сплаве состава точки c закончится образованием одного α -твердого раствора.

В заключение отметим, что в некоторых сплавах в результате перитектического превращения образуется не твердый раствор с ограниченной растворимостью компонентов, а *неустойчивое химическое соединение*. К неустойчивым химическим соединениям относят такие, которые при нагреве не плавятся, а распадаются на две другие фазы, из которых одна жидкая, а другая кристаллическая.

На рис. 53 показана диаграмма состояния такой системы, когда на линии pot в результате перитектического превращения при взаимодействии жидкой фазы L_p и твердого раствора β_m образуется неустойчивое химическое соединение A_mB_n . Это соединение при нагреве на линии pot , т. е. при достижении данной температуры, распадается, соответственно на кристаллы β -твердого раствора состава точки m и жидкую фазу состава точки p .

тов в жидком состоянии (*область несмешиваемости* или *купол расслоения*). С повышением температуры концентрационный интервал ограниченной растворимости уменьшается, и, наконец, выше определенной температуры сплав находится полностью в состоянии однородного жидкого раствора, т. е. состоит из одной фазы.

Рассмотрим диаграмму, изображенную на рис. 54, а, где показаны фазовые превращения при охлаждении в сплаве состава x . До температуры t_1 (точка 1) сплав не испытывает никаких превращений. При температуре t_1 (чуть ниже) из основного жидкого раствора начинают выделяться первые порции жидкой фазы другого химического состава (точка 1'), обогащенного компонентом B . По мере понижения температуры в интервале $t_1 - t_2$ (точки 1–2) составы обеих жидких фаз будут изменяться по соответствующим линиям купола расслоения – одна из них меняет состав по отрезку 1– M в сторону увеличения в ней концентрации компонента A , а другая жидкость по отрезку 1'– K , обогащаясь компонентом B .

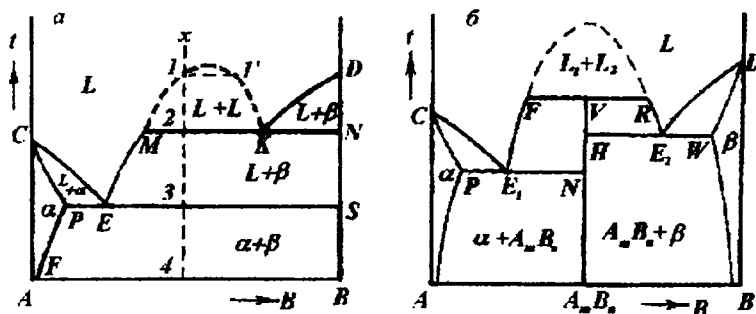


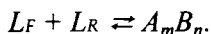
Рис. 54. Диаграмма состояния систем с ограниченной растворимостью компонентов в жидком состоянии и наличием монотектического (а) и синтетического (б) превращений

Когда охлаждение сплава x дойдет до температуры t_2 , соответствующей линии MKN , начнется превращение, заключающееся в распаде одной жидкой фазы на другую жидкую фазу и твердую (в данном случае это чистый компонент B), т. е. реакция проходит по схеме:



Такое превращение называется *монотектическим*. На самой линии MKN реакция является обратимой, в равновесии находятся три фазы, но уже при малейшем переохлаждении ниже температуры t_2 превращение становится направленным. Это приводит к исчезновению жидкой фазы, состав которой отвечает точке K , после чего в сплаве остается другая жидкая фаза, богатая компонентом A , а также кристаллы компонента B . При последующем охлаждении в интервале температур $t_2 - t_3$ (точки 2–3) происходит выделение B из жидкой фазы. Это вызовет изменение ее состава (в соответствии с линией ME). При температуре t_3 будет протекать уже известное эвтектическое превращение $L_E \rightleftharpoons \alpha_p + B$, связанное с распадом жидкого раствора на две твердые фазы – твердый раствор α (состава точки P) и чистый компонент B . В интервале $t_3 - t_4$ (точки 3–4) произойдет завершающий этап фазовых превращений в сплаве – выделение кристаллов B из твердого раствора α , при этом состав последнего будет меняться по линии сольвуса PF .

Другой разновидностью диаграмм с ограниченной растворимостью в жидком состоянии являются системы с наличием *синтектического* превращения (см. рис. 54, б). Этому превращению соответствует линия FVR и смысл его состоит в том, что две исходные жидкие фазы, взаимодействуя друг с другом, образуют новую твердую фазу. Применительно к обсуждаемой диаграмме ею является химическое соединение A_mB_n . Следовательно, синтектическое превращение идет следующим образом:



При этом в сплавах, составы которых лежат правее точки V , после завершения синтектического превращения остается жидкая фаза, богатая компонентом B , а в сплавах, расположенных левее, – жидкая фаза с избытком компонента A .

6.2.6. Диаграммы состояния с наличием полиморфных превращений у компонентов

Ранее было показано, что некоторые металлы обладают полиморфизмом, т. е. имеют не один, а несколько типов кристаллической решетки в различных температурных диапазонах. Переход из одного кристаллического состояния в другое происходит при определенной

температуре (критической точке), являющейся физической константой.

Рассмотрим, как выглядят диаграммы состояния для компонентов, испытывающих полиморфные превращения. На рис. 55 показана такая диаграмма, в которой один из компонентов (компонент A) обладает полиморфизмом. Точка k (температура t_n) соответствует температуре полиморфного превращения. Выше этой точки компоненты образуют неограниченный ряд твердых растворов (β -фаза). Это обстоятельство указывает на то, что в данных условиях компонент A имеет одинаковую с компонентом B кристаллическую решетку.

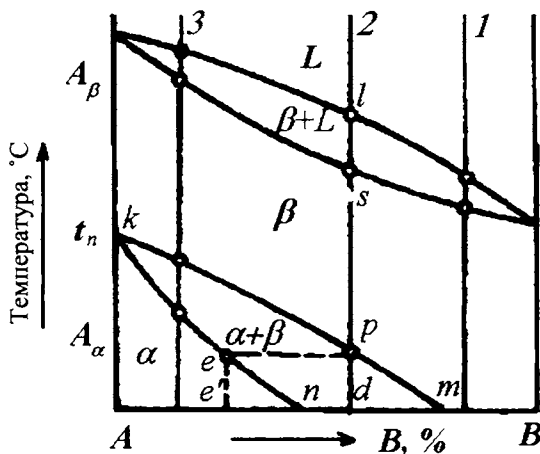


Рис. 55. Диаграмма состояния системы $A - B$ с образованием твердого раствора при наличии полиморфизма компонента A

В интервале температур от комнатной до t_n существует A_α – α -модификация компонента A , а в интервале температур от t_n до плавления – β -модификация, A_β . Они имеют различные кристаллические решетки.

На этой диаграмме приведен случай, когда температура полиморфного превращения в твердом растворе снижается с увеличением концентрации растворенного компонента B . Линия km указывает на начало перестройки β -раствора в α -раствор, а линия kn – на конец этого полиморфного превращения (при охлаждении). Сплав l , бога-

тый компонентом B , изоморфным с β -модификацией компонента A , закристаллизовывается как однородный твердый раствор – β -раствор. Никаких превращений в твердом состоянии при дальнейшем охлаждении этот сплав не претерпевает.

Рассмотрим подробнее превращения в сплаве 2, более богатом компонентом A . Кристаллизация сплава начнется в точке l с образования β -твердого раствора и закончится в точке s . В интервале температур от точки s до точки p в β -растворе не происходит никаких превращений. На линии km в точке p , а точнее – чуть ниже, начнется превращение β -раствора в α -раствор с перестройкой кристаллической решетки. Это полиморфное превращение в твердом растворе совершается диффузионным путем. Первые порции α -твердого раствора будут иметь состав, соответствующий точке $e(e')$, находящейся на линии kn . При дальнейшем охлаждении количество α -фазы будет все время увеличиваться, а β -фазы – уменьшаться. Соответственно концентрация компонентов в β -фазе будет изменяться по ходу линии km , а в α -фазе – по ходу линии kn .

В сплаве 3, еще более богатом компонентом A , полиморфное превращение произойдет в соответствующем интервале температур между линиями km и kn и закончится образованием α -твердого раствора с исходной концентрацией компонентов. Подобные превращения в твердых растворах наблюдаются в ряде важнейших технических сплавов, например в сплавах железа с углеродом и др.

Более сложный вид подобной диаграммы показан на рис. 56. Температура полиморфного превращения компонента A отвечает точке O . На диаграмме имеются области гомогенности трех твердых растворов α , β , γ . Причем ограниченные твердые растворы α и β являются твердыми растворами на базе компонента A и различаются между собой типом кристаллической решетки. Соответственно γ – это ограниченный твердый раствор на основе компонента B .

В качестве примера рассмотрим превращение при охлаждении в сплаве x . До температуры t_1 (точка l) охлаждение идет в однофазной области и, следовательно, никаких превращений не происходит. Ниже t_1 (при некотором переохлаждении жидкой фазы) начнется кристаллизация с выделением β -твердого раствора, которая будет протекать вплоть до температуры эвтектического превращения kcd . При температуре t_2 начнется превращение эвтектического типа, связан-

ное с распадом жидкой фазы на две, т. е.

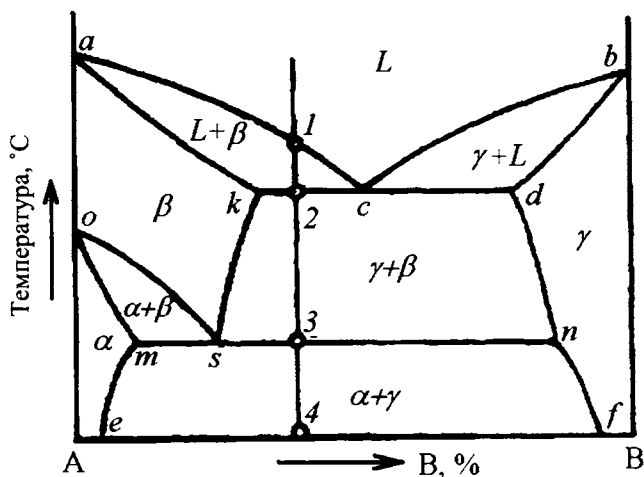
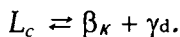
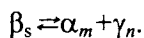


Рис. 56. Диаграмма состояния системы $A - B$ с эвтектическим и эвтектоидным превращениями

При понижении температуры в интервале $t_2 - t_3$ (точки 2 – 3) будет происходить изменение химического состава твердых растворов по соответствующим линиям диаграммы – ks для β и dn для γ . При t_3 сплав будет испытывать распад β -раствора с образованием смеси α и γ по реакции

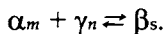


Превращение напоминает эвтектическое, но идет без участия жидкой фазы. Следовательно, все реагирующие фазы являются твердыми. Такое превращение называется *эвтектоидным*, суть его – из одной твердой фазы получаются две другие твердые. Ниже температуры t_3 в данном сплаве останутся две твердые фазы – растворы α и γ , которые будут изменять свои составы по соответствующим линиям диаграммы (α -раствор по линии me , а γ – по nf). Полученная смесь из α - и γ -растворов имеет свою характерную структуру.

Во всех своих остальных частях диаграмма состояния может быть легко понята на основе рассмотренных ранее диаграмм.

На рис. 57 приведена диаграмма состояния, в которой компонент B испытывает полиморфные превращения. Точка o на диаграмме является точкой полиморфного превращения компонента B . Растворенный компонент A повышает температуру превращения $\beta \rightleftharpoons \gamma$ на участке диаграммы ons . Во всех своих остальных частях диаграмма состояния аналогична диаграмме, изображенной на рис. 53.

Рассмотрим для примера фазовые превращения при охлаждении в сплаве x (см. рис. 57). Кристаллизация жидкой фазы начнется в точке 1 с выделения γ -твердого раствора и будет продолжаться до точки 2. В точке 2 оставшаяся жидкая фаза состава точки s испытает эвтектическое превращение с образованием эвтектики из α - и γ -твердых растворов. Ниже точки 2 при дальнейшем охлаждении в сплаве будут изменяться составы обеих твердых фаз согласно ходу линий предельных растворимостей: km для α - и dn для γ -твердого раствора. При подходе к точке 3 в сплаве имеются α -раствор состава точки m и γ -раствор состава точки n . В точке 3 в сплаве произойдет вновь превращение с участием трех твердых фаз – так называемое *перитектоидное*. Оно состоит в том, что две твердые фазы, взаимодействуя между собой, образуют новую твердую фазу. В данном случае реакция будет иметь следующий вид:



В результате этого превращения решетка γ -раствора перестроится в решетку β -раствора другого состава, а α -раствор останется еще в избытке.

Точка n называется перитектоидной точкой, а линия msn – линией перитектоидного превращения. Это превращение происходит при постоянной температуре и неизменной концентрации компонентов во всех трех фазах (α , β , γ), что следует из правила фаз Гиббса.

При дальнейшем охлаждении сплава ниже точки 3 составы α и β -твердых растворов будут изменяться согласно ходу линий предельных растворимостей: me для α -раствора и sf для β -раствора. Окончательно охлажденный сплав в точке 4 будет состоять из смеси двух твердых растворов: α_e и β_f в количествах, определяемых правилом рычага.

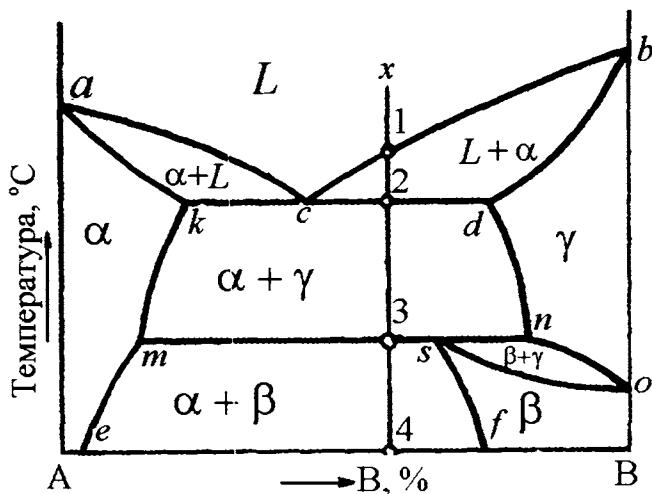


Рис. 57. Диаграмма состояния системы $A - B$ с эвтектическим и перитектоидным превращениями

Закключение по рассмотренным диаграммам состояния

Диаграмма двойной системы справедлива только для равновесного состояния, наибольшему приближению к которому будет способствовать длительная выдержка сплава во времени при любой температуре или очень малая скорость нагрева и охлаждения. Диаграмма точно описывает фазовое состояние сплава (фазы, их состав и количество) и чем точнее, тем ближе сплав находится к состоянию равновесия. Сама диаграмма состояния, будучи по своей природе фазовой, по существу не характеризует структуру сплавов. Однако представление о структурном составе сплавов является очень важным, так как свойства сплавов при данном химическом составе определяются структурой (в атомном, микроскопическом и макроскопическом представлениях). Часто, когда рассматривают какой-либо сплав по равновесной диаграмме состояния и изучают происходящие в нем фазовые превращения, одновременно высказывают и предположения о возможной структуре сплава при комнатной температуре (при этом обычно имеют в виду микроструктуру).

ГЛАВА 7. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Среди диаграмм состояния металлических сплавов самое большое значение имеет диаграмма состояния системы Fe–C. Это объясняется тем, что в технике наиболее широко применяют железоуглеродистые сплавы. Имеются две диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов: метастабильная, характеризующая превращения в системе Fe–Fe₃C (цементит), и стабильная, характеризующая превращения в системе Fe–C (рис. 58).

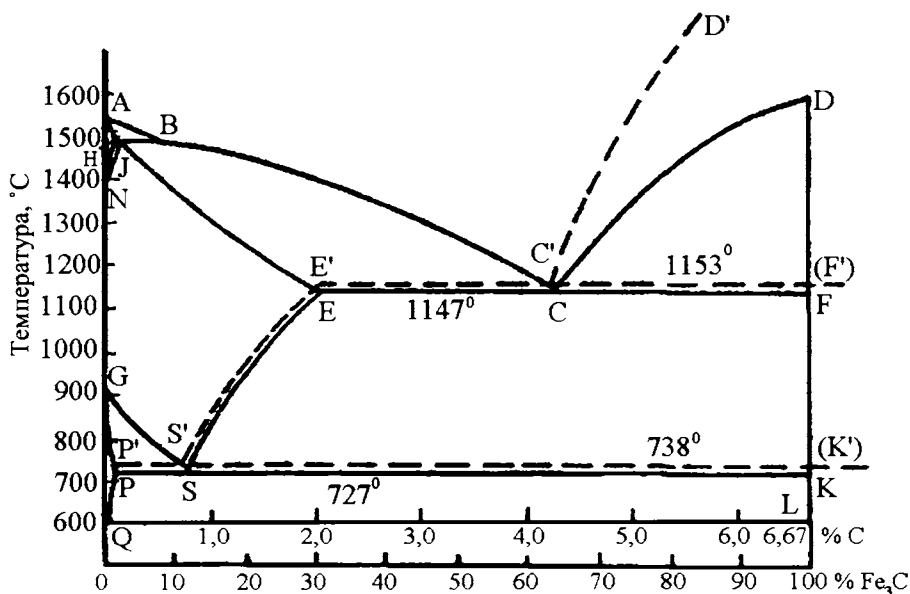


Рис. 58. Диаграмма состояния системы железо – углерод

На то, что система Fe – C является более стабильной, чем система Fe – Fe₃C, указывает тот факт, что при нагреве до высоких температур цементит распадается на железо и графит, т. е. переходит в более стабильное состояние.

7.1. Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом

Железо и углерод – элементы полиморфные. Железо с температурой плавления $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$ имеет две модификации – α и γ . Модификация Fe_{α} существует от комнатной температуры до $911\text{ }^{\circ}\text{C}$ и имеет ОЦК решетку с периодом $0,286\text{ нм}$. Важной особенностью Fe_{α} является его ферромагнетизм ниже температуры $768\text{ }^{\circ}\text{C}$, называемой точкой Кюри, которую обозначают как A_2 . Выше точки Кюри железо становится парамагнитным. При температуре $911\text{ }^{\circ}\text{C}$ α -Fe переходит в γ -Fe с ГЦК решеткой. Эта модификация существует в температурном интервале $911\text{--}1392\text{ }^{\circ}\text{C}$. ГЦК решетка более компактная, чем ОЦК. В связи с этим при $\text{Fe}_{\gamma} \rightarrow \text{Fe}_{\alpha}$ объем железа уменьшается приблизительно на 1% . При температуре $1392\text{ }^{\circ}\text{C}$ γ -Fe переходит в δ -Fe снова с решеткой ОЦК. Обычно температуру полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ обозначают как критическую точку A_3 , а температуру превращения $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ при $1392\text{ }^{\circ}\text{C}$ как точку A_4 .

Углерод существует в двух модификациях: графита и алмаза. При нормальных условиях стабилен графит, алмаз представляет собой его метастабильную модификацию. При высоких давлениях и температурах стабильным становится алмаз (это используют при получении синтетических алмазов).

Фазы в сплавах железа с углеродом представляют собой жидкий раствор, феррит, аустенит, цементит и свободный углерод в виде графита.

Феррит (обозначают Φ или α) – твердый раствор внедрения углерода в Fe_{α} . Различают низкотемпературный и высокотемпературный феррит. Предельная концентрация углерода в низкотемпературном феррите составляет лишь $0,02\%$, в высокотемпературном – $0,1\%$. Столь низкая растворимость углерода в Fe_{α} обусловлена малым размером межатомных пор в ОЦК решетке. Значительная доля атомов углерода вынуждена размещаться в дефектах (вакансиях, дислокациях). Феррит – мягкая, пластичная фаза со следующими механическими свойствами: $\sigma_s = 300\text{ МПа}$; $\delta = 40\%$; $\psi = 70\%$; $KCU = 2,5\text{ МДж/м}^2$; твердость – $80 \div 100\text{ НВ}$.

Аустенит (обозначают A или γ) – твердый раствор внедрения углерода в Fe_{γ} . Он имеет ГЦК решетку, межатомные поры в которой

больше, чем в ОЦК решетке, поэтому растворимость углерода в Fe_γ значительно больше и достигает 2,14 %. Аустенит пластичен, но прочнее феррита (160 – 200 НВ) при 20–25 °С.

Цементит (обозначают C или Fe_3C) – карбид железа (почти постоянного состава) Fe_3C , содержит 6,67 % С и имеет сложную ромбическую решетку. При нормальных условиях цементит тверд (800 НВ) и хрупок. Он слабо ферромагнитен и теряет ферромагнетизм при 210 °С. Температуру плавления цементита трудно определить в связи с его распадом при нагреве. При нагреве лазерным лучом она установлена равной 1260 °С.

Графит – углерод, выделяющийся в железоуглеродистых сплавах в свободном состоянии. Имеет гексагональную кристаллическую решетку. Графит электропроводен, химически стоек, малопрочен, мягок.

7.2. Превращения в сплавах системы железо-цементит

7.2.1. Фазовый состав

Диаграмма состояния $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ (см. рис. 58) характеризует фазовый состав и превращения в системе $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$. Особенность диаграммы – наличие на оси составов двух шкал, показывающих содержание углерода и цементита. Координаты характерных точек диаграммы следующие: точка A (1539 °С) определяет температуру плавления, а точки N (1392 °С) и G (911 °С) соответствуют температурам полиморфных превращений железа. Точки H (0,1 % С) и P (0,02 % С) характеризуют предельную концентрацию углерода соответственно в высокотемпературном и низкотемпературном феррите. Точка E (2,14 % С) определяет наибольшую концентрацию углерода в аустените. Значения остальных точек будут ясны после проведенного анализа диаграммы.

Превращения в сплавах системы $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ происходят как при затвердевании жидкой фазы, так и в твердом состоянии. Первичная кристаллизация идет в интервале температур, определяемых на линиях ликвидус ($ABCD$) и солидус ($AHJECFD$). Вторичная кристаллизация вызвана превращением железа одной модификации в другую и переменной растворимостью углерода в аустените и феррите; при понижении температуры эта растворимость уменьшается. Избыток углерода из твердых растворов выделяется в виде цементита. Линии ES

и PQ характеризуют изменение концентрации углерода в аустените и феррите соответственно. Цементит имеет почти неизменный состав (вертикальная линия $DFKQ$). Выделяющийся из расплава цементит называют *первичным*, из аустенита – *вторичным*, из феррита – *третичным*. Соответственно на диаграмме состояния CD – линия выделения первичного цементита, ES – линия выделения вторичного цементита (принято критические точки, соответствующие линии ES , обозначать A_{cm}); PQ – линия выделения третичного цементита. В системе $Fe-Fe_3C$ происходят три изотермических превращения:

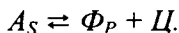
- перитектическое превращение на линии HJB ($1499\text{ }^{\circ}C$):



- эвтектическое превращение на линии ECF ($1147^{\circ}C$):



- эвтектоидное превращение на линии PSK ($727^{\circ}C$):



Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется *ледебуритом*, эвтектоидная смесь феррита и цементита – *перлитом*. *Эвтектоид – перлит* ($0,8\text{ \% C}$) и *эвтектику – ледебурит* ($4,3\text{ \% C}$) рассматривают как самостоятельные структурные составляющие, оказывающие заметное влияние на свойства сплавов. Перлит чаще всего имеет пластинчатое строение и является прочной структурной составляющей: $\sigma_b = 800...900\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 450\text{ МПа}$; $\delta \leq 16\text{ \%}$; твердость $180...220\text{ НВ}$. При охлаждении ледебурита до температур ниже линии PSK входящий в него аустенит превращается в перлит, и при $20 - 25\text{ }^{\circ}C$ ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита (*превращенный ледебурит*). В этой структурной составляющей цементит образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита. Такое строение ледебурита служит причиной его большой твердости ($> 600\text{ НВ}$) и хрупкости. Присутствие ледебурита в структуре сплавов обуславливает их неспособность к обработке давлением, затрудняет обработку резанием.

Железоуглеродистые сплавы подразделяют на две группы: стали, содержащие от $0,02$ до $2,14\text{ \% C}$ и чугуны, содержащие выше

2,14 % С. Различают *доэвтектоидные стали*, расположенные по составу левее точки *S* диаграммы, т. е. между точками *P* и *S*, и *заэвтектоидные стали*, находящиеся правее точки *S*, т. е. между точками *S* и *E* диаграммы. Сплав железо–углерод, отвечающей точке *S*, называется *эвтектоидной сталью*. Чугун может быть *доэвтекктическим*, расположенным по составу между точками *E* и *C* диаграммы, и *заэвтекктическим*, лежащим по составу между точками *C* и *F* диаграммы. Отметим, что на практике содержание углерода в заэвтекктических чугунах обычно не превышает 5 %. Чугун, состав которого отвечает составу точки *C*, называется *эвтекктическим*.

Структура чугунов может формироваться как по метастабильной, так и по стабильной диаграмме железо–углерод. Чугуны, структура которых образуется по метастабильной диаграмме Fe–C, называют *белыми чугунами*, а чугуны, кристаллизующиеся по стабильному варианту диаграммы Fe–C, – *серыми чугунами*.

Эти названия чугуны получили по виду излома. Излом белых чугунов блестящий, кристаллический, а у серых чугунов – матовый, что обусловлено наличием в их структуре графита.

7.2.2. Кристаллизация сталей

Кристаллизация чистого железа протекает изотермически при 1539 °С, а сплавов железа с углеродом – в интервале температур.

Рассмотрим подробно процессы превращений, происходящих в сплавах при охлаждении; процессы превращений при нагреве сплавов идут аналогично процессам, происходящим при охлаждении, но в обратном порядке.

Во всяком сплаве с содержанием углерода до 0,5 % при его охлаждении происходит кристаллизация δ -твердого раствора. Рассмотрим несколько примеров разбора происходящих при этом процессов, для чего воспользуемся рис. 59, где изображен верхний левый угол диаграммы с областью кристаллизации δ -твердого раствора.

Сплав I. Содержание углерода 0,01 %

Выше точки *1*, лежащей на линии ликвидуса *AB*, сплав находится в жидком виде. В точке *1* из жидкого сплава начинается кристаллизация δ -твердого раствора. Процесс заканчивается в точке *2*, и

далее полностью застывший сплав в состоянии δ -твердого раствора охлаждается без всяких превращений до тех пор, пока не придет в точку 3 линии HN .

При температуре точки 3 δ -твердый раствор начинает перестраиваться в γ -твердый раствор, причем состав первых кристаллов образовавшегося аустенита определяется точкой b на линии JN .

В интервале температур между точками 3 и 4 этот переход δ -твердого раствора в аустенит будет продолжаться. При этом состав кристаллов аустенита будет определяться при любой искомой температуре на линии JN в непрерывном изменении от точки b до точки 4.

Состав остающихся кристаллов δ -твердого раствора будет соответственно изменяться по линии HN в направлении от точки 3 к точке N . В точке 4 (A_4) процесс перехода $\delta \rightarrow \gamma$ закончится и далее сплав с содержанием 0,01 % углерода будет охлаждаться в состоянии аустенита.

Сплав II. Содержание углерода 0,13 %

Кристаллизация сплава начнется в точке 1 с выделением кристаллов δ -твердого раствора. С дальнейшим охлаждением продолжится процесс кристаллизации, причем состав жидкой фазы будет непрерывно изменяться по линии ликвидуса от точки 1 к точке B , а состав кристаллов δ -твердого раствора будет одновременно изменяться по линии AN к точке N .

Вместе с изменениями химического состава жидкой и твердой фаз будут изменяться и их весовые количества. Так, например, при некоторой промежуточной температуре t_1 сплав будет состоять из жидкой фазы состава точки c и твердой фазы состава точки a , находящихся между собой в равновесии.

Когда сплав достигнет температуры 1499 °С, т. е. точки 2, он будет претерпевать перитектическое превращение. При этой температуре жидкая фаза состава точки B будет реагировать с δ -твердым раствором предельной насыщенности, состава точки N , в результате чего образуется некоторое количество новой твердой фазы – аустенита, состава точки J .

Так как во время протекания перитектической реакции сплав состоит из трех фаз (жидкий сплав, δ -твердый раствор и аустенит), то по правилу фаз система не должна иметь ни одной степени свободы, так как

$$C_1 = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Поэтому линия HB является горизонтальной, т. е. все эти три фазы находятся при постоянной температуре.

К моменту прихода сплава к точке 2 количество жидкой фазы состава точки B было пропорционально отрезку $H2$, а твердого раствора состава точки H – пропорционально отрезку $B2$.

Перитектическая реакция сплава II (как и для всякого другого сплава с содержанием углерода от 0,10 до 0,16 %) окончится тем, что жидкая фаза будет израсходована полностью и исчезнет из системы, а δ -твердый раствор частично останется неиспользованным.

По окончании реакции сплав будет состоять из двух фаз: δ -твердого раствора состава точки H и аустенита состава точки J . Когда сплав станет двухфазным, у него появится одна степень свободы и система будет охлаждаться дальше от точки 2 к точке 3.

В этом интервале температур δ -твердый раствор будет постепенно переходить в аустенит вследствие перестройки железа- δ в железо- γ , причем первый (δ -твердый раствор) будет менять свой состав по линии HN , а второй (аустенит) по линии JN . Количество δ -твердого раствора, естественно, будет все время уменьшаться, а количество аустенита увеличиваться.

В точке 3 (A_4) процесс перекристаллизации закончится полностью и дальше сплав с содержанием углерода 0,13 % будет охлаждаться в состоянии аустенита.

Сплав III. Содержание углерода 0,25 %

В сплаве начнется кристаллизация в точке 1. Чем больше углерода содержится в сплаве (до 4,3 %), тем при более низкой температуре он начинает кристаллизоваться. Между точками 1 и 2, как и в первых двух разобранных выше сплавах, из жидкой фазы выделяются кристаллы δ -твердого раствора. При температуре 1499 °С сплав будет также претерпевать перитектическое превращение, аналогично разобранным ранее в сплаве II .

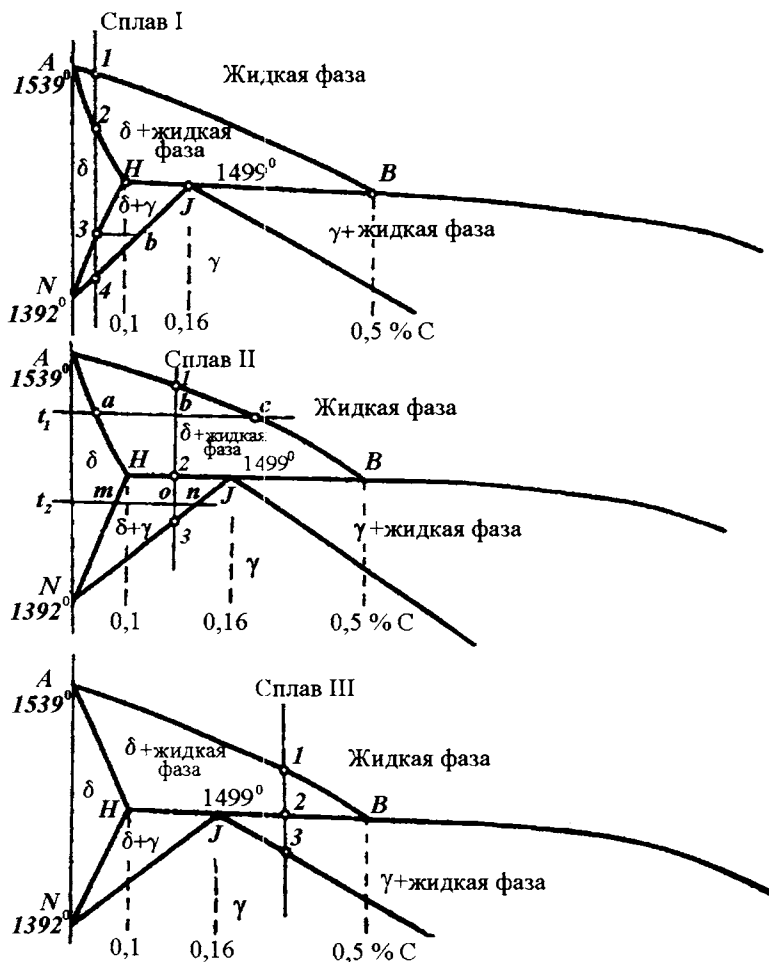


Рис. 59. Схема кристаллизации δ -твердого раствора

В сплаве III ввиду иного соотношения количеств имеющихся в системе фаз, где уже в избытке имеется жидкая фаза, перитектическое превращение окончится тем, что δ -твердый раствор будет весь израсходован и уйдет из системы, а останутся вновь образованная твердая фаза – аустенит состава точки J и неполностью израсходованная жидкая фаза состава точки B.

С дальнейшим понижением температуры от точки 2 жидкий сплав кристаллизуется, с непосредственным выделением кристаллов аустенита, состав которого будет непрерывно изменяться от точки J (0,16 % C) к точке 3. В точке 3 сплав полностью закристаллизуется и будет находиться в состоянии аустенита.

Таким образом, на трех примерах рассмотрена первичная кристаллизация железоуглеродистых сплавов (т. е. кристаллизация из жидкой фазы) с малым содержанием углерода, до 0,5 %, причем установили, что сплавы, содержащие до 0,1 % углерода, не имеют перитектического превращения, а сплавы, содержащие от 0,1 до 0,5 % углерода, имеют перитектическое превращение.

Первичная кристаллизация сплавов, содержащих от 0,5 до 2,14 % углерода, не представляет каких-либо затруднений для разбора, потому что является обычной кристаллизацией твердых растворов, поэтому на ней останавливаться не будем.

Разбор процессов кристаллизации всех сплавов мы довели до состояния аустенита, занимающего обширную область $NJESG$. Дальнейшие превращения в сплавах будут разобраны ниже.

Процессы фазовых превращений, идущих в твердом состоянии сплавов, называют *перекристаллизацией*.

Так как все разобранные выше сплавы находятся в состоянии аустенита, то, следовательно, теперь рассмотрим превращения в сплавах из состояния аустенита при дальнейшем понижении температуры.

Итак, область $NJESG$ включает в себе сплавы в состоянии твердого раствора углерода в γ -железе, т. е. аустенит. Этот аустенит в сплавах, содержащих до 0,5 % углерода, образовался из первоначально выкристаллизовавшегося δ -твердого раствора, а аустенит с содержанием от 0,5 до 2,14 % углерода непосредственно сам кристаллизовался из жидкого сплава. Несмотря на различный генезис этих двух групп, аустенит везде имеет одинаковую природу и свойства.

Аустенит с содержанием углерода 0,8 % при температуре 727 °C испытывает эвтектоидное превращение.

Однако есть небольшая подгруппа сплавов, не испытывающих эвтектоидного превращения. Это сплавы с содержанием углерода до 0,02 %, которые называют *техническим железом*.

Распад охлаждающегося аустенита на смесь других фаз протекает в две стадии.

Перекристаллизация всех доэвтектоидных сталей (сплавов железа с углеродом, содержащих углерод от 0,02 до 0,80 % С) начинается с первой стадии – полиморфного превращения аустенита в феррит. Это превращение начинается при тем более низких температурах, чем выше содержание углерода в стали. В чистом виде превращение γ -Fe в α -Fe происходит при температуре 911 °С, а в сплаве с 0,8 % С оно снижается до 727 °С.

Ввиду того, что феррит практически почти не растворяет в себе углерод, то концентрация углерода в аустените с понижением температуры будет увеличиваться.

Это происходит до тех пор, пока оставшаяся порция аустенита не примет концентрацию, равную 0,8 %. И только в этом одном сплаве, содержащем 0,8 % С, превращение γ в α совершается при постоянной температуре.

Перекристаллизация всех заэвтектоидных сплавов (с содержанием углерода от 0,80 до 2,14 % С) начинается с выделения из аустенита вторичного цементита вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените при понижении температуры.

Это выделение цементита так же, как и феррита в доэвтектоидных сталях, продолжается при понижении температуры до тех пор, пока концентрация углерода в аустените не достигнет 0,8 %.

Перекристаллизация в доэвтектоидных и в заэвтектоидных сплавах заканчивается одинаковой для всех этих сплавов второй стадией распада аустенита. Она заключается в эвтектоидном распаде последних порций аустенита с концентрацией углерода в 0,8 % при постоянной температуре 727 °С с образованием механической смеси двух фаз: феррита и цементита.

Этим превращением последних порций аустенита заканчивается фазовая перекристаллизация сплавов (если пренебречь изменением растворимости углерода в феррите по линии PQ).

Рассмотрим теперь на нескольких примерах процессы фазовой перекристаллизации сплавов (см. рис. 60).

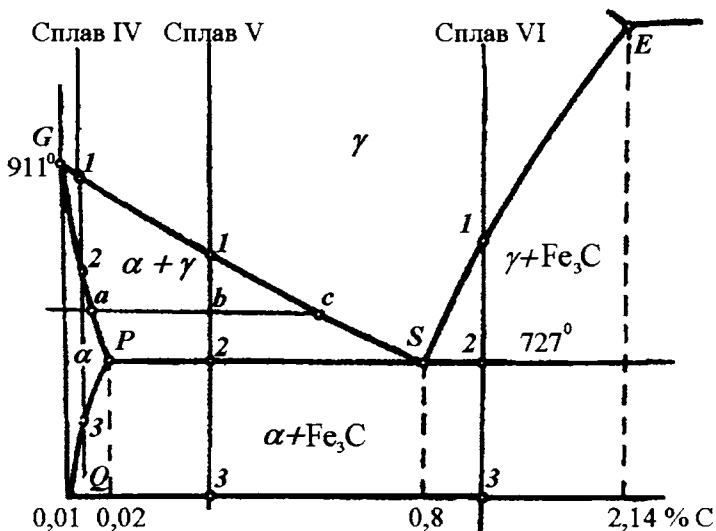


Рис. 60. Схема кристаллизации доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей

Сплав IV. Содержание углерода 0,01 %

При охлаждении сплава IV процесс распада аустенита с выделением первых кристаллов феррита начнется в точке 1 на линии GS. С дальнейшим понижением температуры происходит нарастающий процесс образования феррита, а количество остающегося аустенита соответственно уменьшается, причем он обогащается одновременно углеродом.

Следовательно, состав аустенита изменяется теперь все время по линии GS, скользя от точки 1 вправо – вниз. В точке 2 на линии PG полностью закончится процесс перехода аустенита в феррит с той же исходной концентрацией, т. е. с 0,01 % C. В интервале температур между точками 2 и 3 феррит находится в ненасыщенном состоянии. Начиная с точки 3 линии PQ феррит оказывается предельно насыщенным углеродом, избыток которого вследствие уменьшения растворимости при понижении температуры начинает выделяться в виде третичного цементита. Выделение цементита продолжается при дальнейшем охлаждении. В итоге сплав IV после полного охлаждения будет состоять из смеси феррита с цементитом, причем количество цементита будет крайне малым, в чем легко убедиться при помощи

правила рычага. Конечная структура сплава: феррит и третичный цементит в виде прослоек по границам зерен (см. рис. 61), выделения которого ухудшают технологическую пластичность.

Сплав V. Содержание углерода 0,50 %

Процесс перекристаллизации начнется при температуре точки *I* на линии *GS* с выделением феррита из аустенита. При дальнейшем понижении температуры этот процесс перехода аустенита в феррит будет нарастать. При этом состав феррита будет изменяться по линии *PG*, а состав аустенита по линии *GS*, т. е. аустенит будет заметно обогащаться углеродом. Количество аустенита, естественно, все время будет уменьшаться, а количество феррита увеличиваться.

Применив правило фаз

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1,$$

видим, что в системе может изменяться одна степень свободы (например, температура) и число фаз между линиями *GS* и *PSK* остается неизменным, т. е. равным двум.

Этот процесс перестройки аустенита в феррит будет продолжаться до тех пор, пока аустенит, изменяя свой состав по линии *GS*, не придет в точку *S*, т. е. достигнет концентрации 0,8 % углерода при температуре 727 °С (а феррит 0,02 % С).

При постоянной температуре 727 °С аустенит состава точки *S* оказывается предельно насыщенным как ферритом, так и цементитом, в результате чего он (аустенит) распадается на механическую смесь этих двух фаз: феррита и цементита (точка *A_I*).

При эвтектоидной реакции по правилу фаз число степеней свободы системы равно нулю:

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0,$$

так как в равновесии находятся одновременно три фазы: аустенит состава точки *S*, феррит состава точки *P* и цементит состава точки *K*.

Превращение окончится тем, что весь аустенит полностью распадется и сплав будет состоять из механической смеси двух фаз: феррита и цементита.

По окончании превращения аустенита можно по правилу рычага подсчитать количество этих фаз.

Как только одна из фаз (аустенит) исчезает из системы, сплав,

имея только одну степень свободы, получает возможность охлаждаться далее при наличии двух фаз.

Сплав с 0,5 % С в состоянии смеси феррита и цементита при дальнейшем охлаждении почти не будет испытывать никаких фазовых превращений, за исключением выделения цементита (третичного) из феррита за счет уменьшения растворимости углерода в феррите с понижением температуры по линии PQ .



Рис. 61. Феррит с выделениями свободного цементита $\times 300$

Структура доэвтектоидных сталей представлена на рис. 62, *а*, *б* и состоит из мягкого избыточного феррита, выделившегося из аустенита при охлаждении между линиями GS и PSK и перлита (пластинчатая смесь феррита и цементита), образовавшегося в результате распада аустенита.



Рис. 62. Доэвтектоидная сталь: *а* – 0,24 % С; *б* – 0,51 % С $\times 210$
Феррит – белого цвета, перлит – темного цвета

Количественное соотношение между структурными составляющими (феррита и перлита) в доэвтектоидных сталях определяется содержанием углерода. Чем ближе содержание углерода к эвтектоидной концентрации (0,8 %), тем больше в стали содержится углерода, тем больше в структуре перлита (и меньше феррита) и, следовательно, выше прочностные свойства стали.

Сплав *VI*. Содержание углерода 1,20 %

Этот сплав, находясь по концентрации углерода правее точки *S* (0,8 % C), относится к группе заэвтектоидных сталей.

Процесс распада аустенита в сплаве *VI* начнется при температуре точки *1* на линии *ES* (точка A_{cm}).

При данной температуре аустенит с 1,20 % углерода оказывается предельно насыщенным углеродом и при дальнейшем понижении температуры будет выделять из себя вторичный цементит. Следовательно, содержание углерода в аустените, начиная с точки *1*, при дальнейшем охлаждении будет все время уменьшаться, изменяясь по линии *ES*.

Выделение цементита происходит до момента прихода сплава в точку *2*, т. е. до температуры 727 °C.

При достижении точки *2* сплав состоит из двух фаз (точнее сказать, при подходе к точке *2*): аустенита – состава точки *S* и цементита в следующих количественных соотношениях:

$$Q_{\text{ц}} = S2/SK \cdot 100 \% ; \quad Q_{\text{А}} = K2/SK \cdot 100 \% .$$

При температуре 727 °C происходит эвтектоидный распад аустенита (A_1) на механическую смесь, состоящую из феррита и цементита, и в итоге этого превращения сплав будет состоять как обычно, из этих двух фаз.

Выделение некоторого количества цементита из феррита по линии *PQ* при дальнейшем охлаждении сплава от точки *2* до точки *3*, как и в доэвтектоидных сталях, не внесет существенных изменений в состав сплава после его полного охлаждения. Конечная структура заэвтектоидной стали приведена на рис. 63, в которой наряду с перлитом присутствует белая сетка вторичного цементита. В чисто перлитной стали, а также и в заэвтектоидных сталях с помощью специальной термообработки, можно получить особую структуру так назы-

ваемого зернистого цементита (рис. 64). Здесь видим мелкие неправильной формы зернышки цементита на общем фоне феррита. Инструментальная сталь перед ее механической обработкой и окончательной термообработки обычно имеет структуру зернистого цементита.

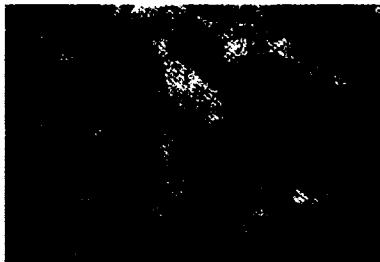


Рис. 63. Заэвтектоидная сталь
1,3 % C $\times 210$

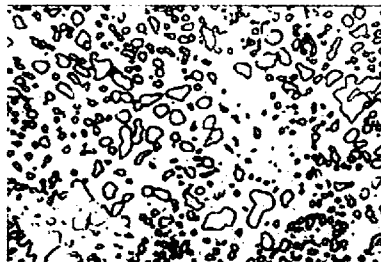


Рис. 64. Зернистый цементит $\times 300$

7.2.3. Сплавы с содержанием углерода выше 2,14 %

Как уже указывалось, белые чугуны находятся на диаграмме железо – цементит правее точки *E*, т. е. все они, в отличие от сталей, обязательно должны содержать эвтектику. Благодаря большому содержанию цементита эти чугуны имеют светлый излом и поэтому называются белыми. Белые чугуны подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические.

Сплав VII. Содержание углерода 3 %

При охлаждении доэвтектического чугуна кристаллизация начинается в точке *1* на линии ликвидуса *BC* с выделением твердой фазы – аустенита. Он растет в виде дендритов с округлыми ветвями.

Дальнейшее охлаждение приводит к увеличению количества аустенита и к уменьшению количества жидкой фазы, причем содержание углерода в обеих фазах растет (в аустените по линии *JE*, а в жидкой фазе – по линии *BC*).

При некоторой промежуточной температуре t_1 количества аустенита (состава точки *a*) и жидкой фазы (состава точки *c*) будут находиться в следующем соотношении:

$$Q_A = bc/ac \cdot 100 \% ; \quad Q_L = ab/ac \cdot 100 \%$$

По достижении сплавом температуры 1147 °С (точка 2) жидкая фаза, достигнув точку *C*, будет иметь 4,3 % углерода и насыщается одновременно и по отношению к аустениту состава точки *E*, и по отношению к цементиту и из него кристаллизуется эвтектика $A + Ц$, называемая ледебуритом (по имени немецкого металлурга Ледебура). Эвтектическое превращение записывается так:



В результате эвтектического превращения жидкая фаза исчезает и металл затвердевает в виде механической смеси двух фаз: аустенита и цементита.

При дальнейшем понижении температуры аустенит (состава точки *E*) не может содержать 2,14 % углерода и поэтому начинает выделять его в виде новых порций цементита.

Следовательно, в интервале температур между точками 2 и 3 (т. е. между 1147 и 727 °С) сплав, все время находясь в двухфазном состоянии, испытывает количественное и качественное изменения. Заключаются они в том, что количество цементита увеличивается, а аустенита – уменьшается, причем содержание углерода в аустените понижается по линии *ES*. Этот цементит самостоятельной структурной составляющей не является.

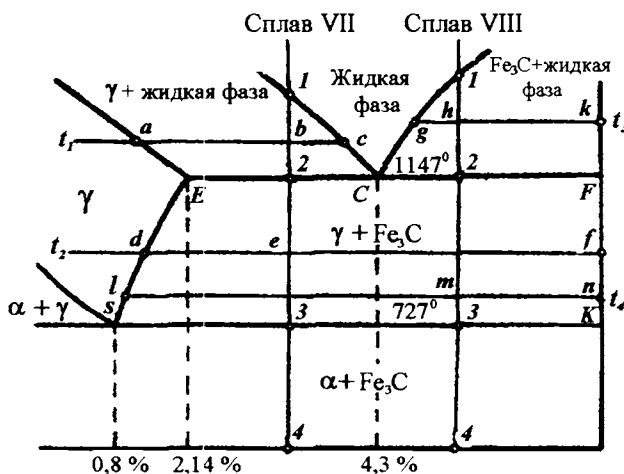


Рис. 65. Схема кристаллизации доэвтектических и заэвтектических сплавов

При некоторой промежуточной температуре t_2 в сплаве будут находиться: аустенит состава точки d и цементит состава точки f .

При достижении сплавом точки 3 аустенит будет иметь химический состав точки S , т. е. в нем будет 0,8 % углерода.

При температуре 727 °С произойдет эвтектоидное превращение аустенита, в результате которого образуется смесь из феррита и цементита. При этом бывшие первичные кристаллы аустенита образуют отдельные перлитные колонии. Аустенит, входящий в состав ледебурита, также распадается на феррит и цементит. Ледебурит, аустенит которого испытал эвтектоидный распад, называется *превращенным ледебуритом*. В итоге структура доэвтектического белого чугуна состоит из двух смесей – перлита и превращенного ледебурита. Обе эти смеси включают одни и те же фазы (феррит и цементит), но значительно различаются по строению, свойствам и соотношению между ними. Количество цементита в превращенном ледебурите больше, чем в перлите, и твердость соответственно превращенного ледебурита выше твердости перлита. На рис. 6б, *a* приведена структура доэвтектического белого чугуна, которая состоит из темных крупных колоний перлита (образовавшихся в результате распада первичных кристаллов аустенита) и чередующихся включений перлита в светлой цементитной матрице (превращенного ледебурита).

Сплав VIII. Содержание углерода 5,5 %

Этот сплав относится к подгруппе заэвтектических чугунов. При охлаждении такого сплава кристаллизация его начнется в точке 1 на линии ликвидуса CD с выделением твердой фазы – цементита (*первичного*). При дальнейшем понижении температуры между точками 1 и 2 будет происходить процесс кристаллизации цементита, причем количество его будет увеличиваться, а жидкой фазы – уменьшаться.

Выделение цементита из жидкой фазы приводит, естественно, к обеднению ее (жидкой фазы) углеродом, поэтому состав жидкой фазы изменяется по линии CD от точки 1 к точке C .

Когда сплав охладится до точки 2 , т. е. до температуры 1147 °С, жидкая фаза примет состав 4,3 % углерода и при этой постоянной температуре закристаллизуется полностью, образуя механическую смесь из аустенита (состава точки E) и цементита – ледебурит.

При исчезновении жидкой фазы и появлении одной степени свободы происходит дальнейшее охлаждение сплава.

Как было описано в предыдущем сплаве *VII*, в интервале температур от точки 2 до точки 3 из аустенита будет выделяться избыточный цементит, количество которого будет увеличиваться, а аустенита уменьшаться.

Когда сплав охладится до точки 3 (температура 727 °C), аустенит обеднится углеродом до 0,8 % и, как это было описано ранее, распадется на механическую смесь феррита и цементита.

На этом превращении (A_1) заканчиваются все процессы превращения в сплаве (если пренебречь изменениями по линии *PQ* при дальнейшем охлаждении от точки 3 до точки 4).

В итоге структура заэвтектического белого чугуна состоит из первичного (избыточного) цементита и превращенного ледебурита. Типичная структура заэвтектического белого чугуна представлена на рис. 66, б. Первичный цементит в структуре такого чугуна имеет вид крупных пластин, окруженных ледебуритной эвтектикой. С увеличением содержания углерода в заэвтектическом белом чугуне количество цементита увеличивается, а доля превращенного ледебурита уменьшается.



Рис. 66. Микроструктура доэвтектического (а) и заэвтектического (б) белых чугунов

7.3. Превращения в сплавах системы железо-графит

При небольших скоростях охлаждения кристаллизация чугунов происходит согласно стабильной диаграмме железо-графит с образованием в качестве одной из структурных составляющих графита. Это

происходит потому, что температура эвтектического превращения по стабильному варианту диаграммы (линия $E'CF'$) находится выше температуры эвтектического превращения для метастабильного варианта диаграммы (ECF).

Диаграмма состояния Fe–C нанесена на диаграмме Fe–Fe₃C штриховыми линиями (рис. 67). Такой способ изображения системы Fe – C дает возможность сравнивать обе диаграммы.

Линия $C'D'$ указывает изменение состава жидкой фазы во время кристаллизации первичного графита.

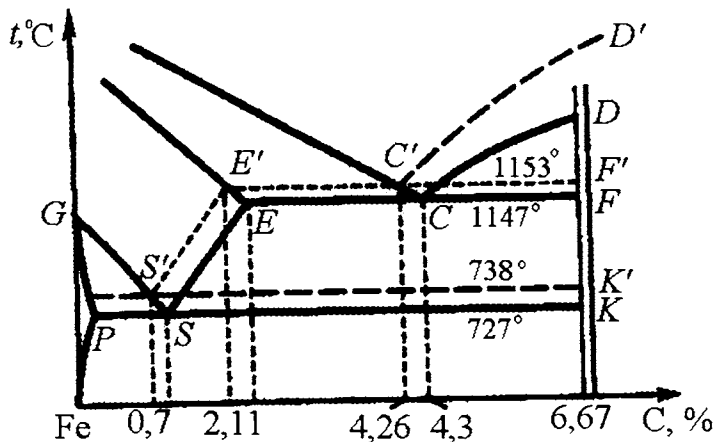


Рис. 67. Диаграммы состояния Fe – C

В системе Fe–C эвтектика образуется при 1153°C . Она содержит $4,26\%$ C и состоит из аустенита и графита. Ее называют графитной эвтектикой. В образующейся согласно стабильной диаграмме аустенитно-графитной эвтектике графит является базовой фазой, на которой откладывается аустенит. Аустенитно-графитная эвтектика не имеет специального названия. В интервале $1153 - 738^\circ\text{C}$ из аустенита выпадает вторичный графит, при этом аустенит изменяет свой состав по линии $E'S'$.

Эвтектоидное превращение у сплавов системы Fe–C протекает при температуре 738°C , причем эвтектоидная точка соответствует содержанию $0,7\%$ C. Структура эвтектоида состоит из феррита и графита. Вторичный графит, выделяющийся из аустенита, не образу-

ет самостоятельную структурную составляющую, а присоединяется к имеющемуся эвтектическому или первичному графиту.

Чтение диаграммы состояния Fe–C принципиально не отличается от чтения диаграммы состояния Fe–Fe₃C, но во всех случаях из сплавов выпадает не цементит, а графит. Железоуглеродистые сплавы могут кристаллизоваться в соответствии с диаграммой Fe–C только при весьма медленном охлаждении и наличии графитизирующих добавок (Si, Ni и др.). Кристаллическая структура графита слоистая (рис. 68, *a*). Прочность и пластичность графита весьма низки.

В обычном сером чугуне, полученном при медленном охлаждении во время кристаллизации, графит похож на розетку с небольшим числом изогнутых лепестков. В сечении плоскостью шлифа такие лепестки имеют вид изогнутых пластинок, сужающихся на концах (рис. 68, *б*). Графит плохо полируется и, рассеивая свет, имеет темный оттенок на светлом фоне металлической матрицы нетравленного шлифа.

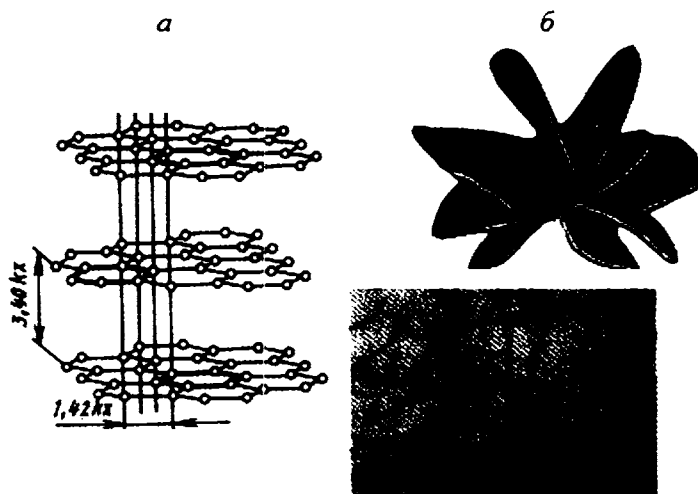


Рис. 68. Структура графита: *a* – кристаллическая решетка графита; *б* – пластинчатая форма графита в сером чугуне $\times 100$

ГЛАВА 8. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И ПОСТОЯННЫХ ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Стали – сложные по составу железоуглеродистые сплавы. Кроме железа и углерода – основных компонентов, а также возможных легирующих элементов, стали содержат некоторое количество постоянных и случайных примесей, влияющих на их свойства.

Углерод, концентрация которого в конструкционных сталях достигает 0,5 (0,6) %, оказывает определяющее влияние на их свойства. Степень его влияния зависит от структурного состояния стали, ее термической обработки.

После отжига углеродистые конструкционные стали имеют ферритно-перлитную структуру, состоящую из двух фаз – феррита и цементита. Количество цементита, который отличается высокой твердостью и хрупкостью, увеличивается пропорционально концентрации углерода. В связи с этим по мере повышения содержания углерода возрастают прочность и твердость, но снижаются пластичность и вязкость (рис. 69).

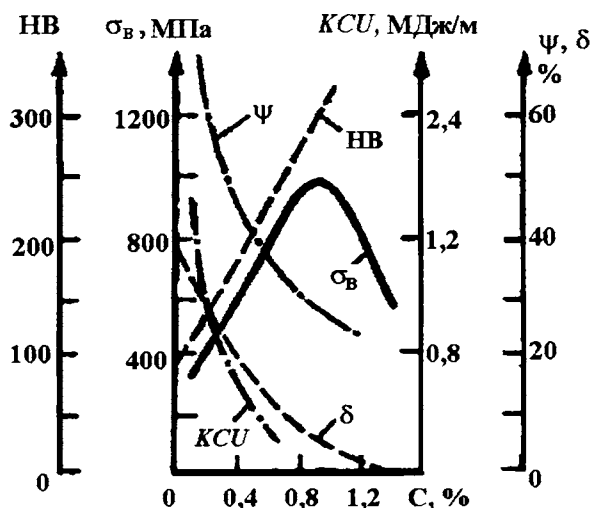


Рис. 69. Влияние углерода на механические свойства горячекатаных сталей

Кроме того, углерод заметно повышает верхний порог хладноломкости, расширяя тем самым температурный интервал перехода стали в хрупкое состояние (рис. 70). Каждая 0,1 % С повышает верхнюю границу этого перехода примерно на 20 °С. При 0,4 % С порог хладноломкости равен 0 °С, при большей концентрации углерода эта температура достигает 20 °С; такие стали менее надежны в работе.

Влияние углерода еще более значительно при неравновесной структуре стали. После закалки на мартенсит временное сопротивление сталей интенсивно возрастет по мере увеличения содержания углерода и достигнет максимума при 0,4 % С. При низком отпуске механические свойства сталей полностью определяются концентрацией углерода в твердом растворе.

Углерод изменяет технологические свойства стали. При увеличении его содержания снижается способность сталей деформироваться в горячем, особенно в холодном состояниях, затрудняется свариваемость.

Постоянные примеси в стали: Mn, Si, P, а также газы O_2 , N_2 , H_2 .

Марганец – полезная примесь; вводится в сталь для раскисления и остается в ней в количестве 0,3–0,8 %. Марганец уменьшает вредное влияние серы и кислорода.

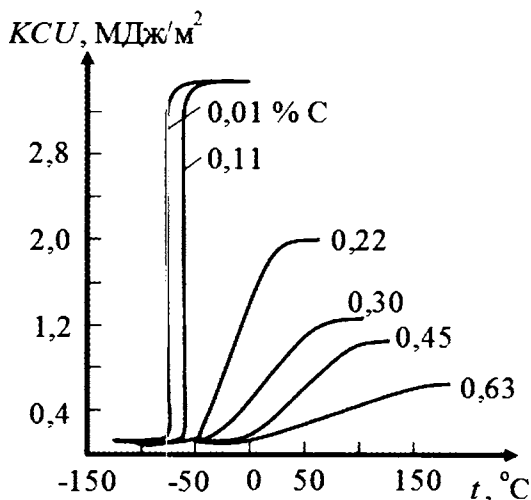


Рис. 70. Влияние содержания углерода на хладноломкость сталей

Кремний – полезная примесь; вводится в сталь в качестве активного раскислителя и остается в ней в количестве до 0,4 %, оказывая упрочняющее действие.

Сера – вредная примесь, вызывающая красноломкость стали – хрупкость при горячей обработке давлением. В стали она находится в виде сульфидов. Красноломкость связана с наличием сульфидов FeS, которые образуют с железом эвтектику, отличающуюся низкой температурой плавления (988 °С) и располагающуюся по границам зерен. При горячей деформации границы зерен оплавляются и сталь хрупко разрушается.

От красноломкости сталь предохраняет марганец, связывающий серу в сульфид MnS, который исключает образование легкоплавкой эвтектики.

Устраняя красноломкость, сульфид MnS, так же как и другие неметаллические включения (оксиды, нитриды и т. п.), служит концентратором напряжений, снижает пластичность и вязкость сталей. Содержание серы в стали строго ограничивают. Положительное влияние серы проявляется лишь в улучшении обрабатываемости резанием.

Фосфор – вредная примесь. Он растворяется в феррите, упрочняет его, но вызывает хладноломкость – снижение вязкости по мере понижения температуры. Сильное охрупчивающее действие фосфора выражается в повышении порога хладноломкости (см. рис. 71). Каждая 0,01 % P повышает порог хладноломкости на 25 °С. Хрупкость стали, вызываемая фосфором, тем выше, чем больше в ней углерода.

Фосфор – крайне нежелательная примесь в конструкционных сталях. Современные методы выплавки и переплавки не обеспечивают его полного удаления, поэтому основной путь его снижения – повышение качества шихты.

Кислород, азот и водород – вредные скрытые примеси. Их влияние наиболее сильно проявляется в снижении пластичности и повышении склонности стали к хрупкому разрушению. Кислород и азот растворяются в феррите в ничтожно малом количестве и загрязняют сталь неметаллическими включениями (оксидами, нитридами). Кислородные включения способствуют красно- и хладноломкости, снижают прочность. Повышенное содержание азота вызывает деформа-

ционное старение. Атомы азота в холоднодеформированной стали скапливаются на дислокациях, образуя атмосферы Коттрелла, которые блокируют дислокации. Сталь упрочняется, становится малопластичной. Старение особенно нежелательно для листовой стали ($< 0,1\%$ С), предназначенной для холодной штамповки. Последствия старения – разрывы при штамповке или образование на поверхности листов полос скольжения, затрудняющих их отделку.

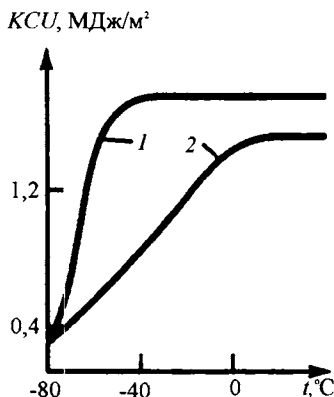


Рис. 71. Влияние фосфора на хладноломкость стали: 1 – 0,008 %; 2 – 0,06 %

Водород находится в твердом растворе или скапливается в порах и на дислокациях. Хрупкость, обусловленная водородом, проявляется тем резче, чем выше прочность материала и меньше его растворимость в кристаллической решетке. Наиболее сильное охрупчивание наблюдается в закаленных сталях с мартенситной структурой (см. дальше) и совсем отсутствует в аустенитных сталях.

Повышенное содержание водорода при выплавке стали может приводить к флокенам. *Флокенами* называют внутренние надрывы, образующиеся в результате высоких давлений, которые развивает водород, выделяющийся при охлаждении в поры вследствие понижения растворимости. Флокены в изломе имеют вид белых пятен, а на поверхности – мелких трещин. Этот дефект обычно встречается в крупных поковках хромистых и хромоникелевых сталей. Для его предупреждения стали после горячей деформации медленно охлаждают или длительно выдерживают при 250 °C. При этих условиях водород,

имеющий большую скорость диффузии, не скапливается в порах, а удаляется из стали.

Наводороживание и охрупчивание стали возможны при травлении в кислотах, нанесении гальванических покрытий и работе в водородсодержащих газовых средах.

Случайные примеси – элементы, попадающие в сталь из вторичного сырья или руд отдельных месторождений. Из скрапа в стали попадает сурьма, олово и ряд других цветных металлов. Стали, выплавленные из уральских руд, содержат медь, из керченских – мышьяк. Случайные примеси в большинстве случаев оказывают отрицательное влияние на вязкость и пластичность сталей.

8.1. Влияние легирующих элементов на равновесную структуру сталей

В современном машино- и приборостроении широкое применение находят стали, в которых помимо железа, углерода и постоянных примесей содержатся специально вводимые добавки других элементов, чаще всего металлов. Эти добавки принято называть *легирующими элементами*, а стали соответственно *легированными сталями*.

В качестве легирующих элементов наиболее часто используют следующие: Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Ti, Nb. Реже используются Co, Al, Cu, B и некоторые другие.

Почти все легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа, температуру эвтектоидной и эвктической реакций и влияют на растворимость углерода в аустените. Некоторые легирующие элементы способны, как и железо, взаимодействовать с углеродом и азотом, а также между собой или с железом, образуя промежуточные фазы – *интерметаллиды*.

Как было показано ранее, температуры равновесных превращений, совершающихся в железе и сталях в твердом состоянии, принято обозначать буквой *A* с соответствующим индексом. Температуры фазового равновесия указаны на диаграмме состояния Fe–Fe₃C, поэтому обозначения связаны с линиями этой диаграммы (см. рис. 58).

Эвтектоидную температуру (линия *PSK*) обозначают *A₁*, температуру магнитного превращения (линия *MO*) – *A₂*, температуру линии *GS* – *A₃*, температуру полиморфного превращения Fe_γ–Fe_δ (линия *NJ*) – *A₄*, температуру линии *SE* – *A_{ср.}*

Вследствие гистерезиса температуры превращений при нагреве всегда выше соответствующих температур при охлаждении, поэтому введена дополнительная индексация: при нагреве – индекс c , при охлаждении – индекс r .

Магнитное превращение не имеет гистерезиса.

Легирующие элементы при введении в сталь могут:

- образовывать с железом твердые растворы;
- растворяться в цементите, замещая атомы железа в решетке цементита, т. е. образовывать так называемый легированный цементит или самостоятельные специальные карбиды;
- образовывать (при высоком содержании) с железом интерметаллические соединения.

Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения железа

Все элементы, за исключением углерода, азота, водорода и части бора, образуют с железом твердые растворы замещения. Растворяясь в железе, они влияют на положение точек A_3 и A_4 , определяющих температурную область существования α - и γ -железа.

Легирующие элементы по влиянию на температурную область существования полиморфных модификаций железа можно разделить на две группы.

К элементам *первой* группы относятся никель и марганец, кобальт, палладий, платина; они понижают точку A_3 и повышают точку A_4 . В результате этого на диаграмме состояния железо – легирующий элемент наблюдается расширение области γ -фазы и сужение области существования α -фазы (см. рис. 72, *а*). Сплавы, имеющие концентрацию легирующего элемента больше указанной на рис. 72, *а* (точка n), не испытывают фазовых превращений $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ и при всех температурах представляют собой твердый раствор легирующего элемента в γ -железе. Такие сплавы называются *аустенитными*.

Сплавы, частично претерпевающие превращение $\gamma \rightleftharpoons \alpha$, называют *полуаустенитными*.

Элементы *второй* группы (Cr, W, Mo, V, Si, Al и др.) понижают точку A_4 и повышают точку A_3 . Это приводит к тому, что при определенной концентрации легирующих элементов (см. точку m на рис. 72, *б*)

критические точки, а точнее их интервалы A_4 и A_3 , сливаются и область γ -фазы полностью замыкается. При содержании легирующего элемента, большем, чем указано на рис. 78, в (точка m), сплавы при всех температурах состоят из твердого раствора легирующего элемента в α -железе. Такие сплавы называют *ферритными*, а сплавы, имеющие лишь частичное превращение, $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ — *полуферритными*.

Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита

Легирующие элементы, растворенные в феррите, повышают его предел прочности (см. рис. 73, а), не изменяя существенно относительного удлинения (рис. 73, б), за исключением марганца и кремния при содержании их $> 2,5 - 3,0 \%$.

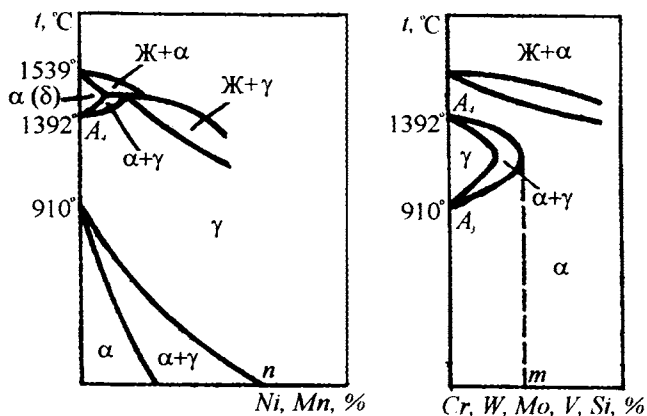


Рис. 72. Схемы влияния легирующих элементов на полиморфизм железа

Наиболее сильно упрочняют феррит, кремний, марганец и никель. Остальные элементы сравнительно мало изменяют прочность феррита.

Легирующие элементы при введении их в сталь в количестве $> 1 - 2 \%$ снижают ударную вязкость (см. рис. 73, в), а при более высоком содержании повышают порог хладноломкости. Исключение составляет никель, который, упрочняя феррит, одновременно увеличивает его ударную вязкость и понижает порог хладноломкости. Этим объясняются высокие вязкие свойства сталей, содержащих никель.

Легирующие элементы, растворяясь в γ -железе, повышают прочность аустенита при нормальной и высоких температурах. Для аустенита характерен низкий предел текучести при сравнительно высоком пределе прочности. Аустенит парамагнитен, обладает большим коэффициентом теплового расширения. Аустенит легко наклёпывается, т. е. быстро и сильно упрочняется под действием деформации.

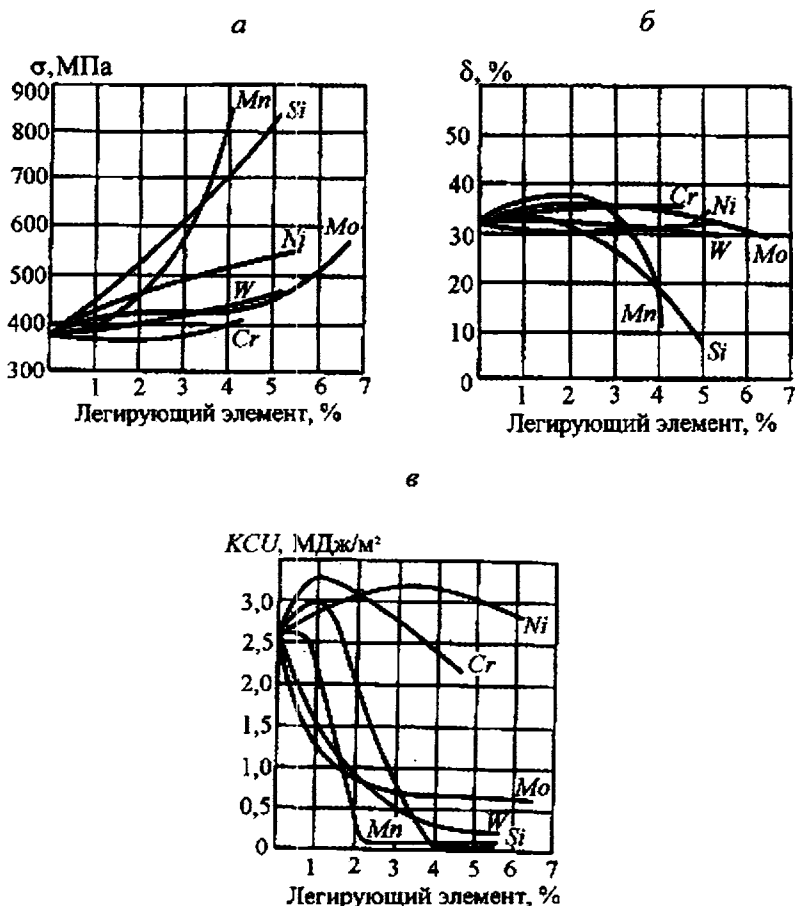


Рис. 73. Влияние легирующих элементов на временное сопротивление разрыву (а), относительное удлинение (б) и ударную вязкость (в) феррита

Карбидная фаза в легированных сталях. По отношению к углероду легирующие элементы следует распределить на три группы:

- графитизирующие элементы: кремний, никель, медь и алюминий (эти элементы находятся в твердом растворе);
- нейтральные: кобальт, который в стали не образует карбидов и не вызывает графитизации;
- карбидообразующие расположены в следующем порядке по возрастающей степени сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз: $\text{Fe} \rightarrow \text{Mn} \rightarrow \text{Cr} \rightarrow \text{Mo} \rightarrow \text{W} \rightarrow \text{V} \rightarrow \text{Zr} \rightarrow \text{Ti}$.

Активность этих элементов как карбидообразователей тем сильнее, а устойчивость карбидов против диссоциации и растворения при нагреве в аустените тем больше, чем менее построена электронная *d*-подгруппа соответствующего металла переходных групп.

При введении, например, ванадия в сталь, содержащую хром и молибден, более сильный карбидообразующий элемент ванадий при отсутствии достаточного количества углерода отнимает его сначала от карбида хрома, а затем от карбида молибдена. Хром и молибден в этом случае переходят в твердый раствор.

При малом содержании в стали таких карбидообразующих элементов, как Mn, Cr, W и Mo, последние растворяются в цементите, замещая в нем атомы железа. Состав цементита в этом случае может быть выражен формулой $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$, где M – легирующий элемент. Так, при растворении марганца в цементите образуются карбид $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, при растворении хрома – карбид $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$.

Марганец может заместить в решетке цементита все атомы железа ($\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Mn}_3\text{C}$), хром – до 25 % (ат.), молибден – до 3 % (ат) и вольфрам лишь до 0,8 – 1,0 % (ат.). Более сильные карбидообразующие элементы (Ti, V, Nb, Zr) практически не растворяются в цементите и образуют самостоятельные специальные карбиды.

При повышенном содержании хрома, вольфрама, молибдена в зависимости от содержания углерода в стали могут образовываться специальные карбиды.

Карбиды, образующиеся в легированных сталях, можно разделить на две группы. К *первой* группе относятся карбиды типа M_3C , M_7C_3 , M_{23}C_6 и M_6C (M_4C), имеющие сложные кристаллические решетки. Карбиды этой группы сравнительно легко растворяются в аустените при нагреве.

Ко второй группе относятся карбиды типа MC: VC, TiC, NbC, TaC, в которых атомы металла расположены по типу кубической решетки; WC, в котором атомы металла расположены по типу объемно-центрированной кубической решетки; W₂C и Mo₂C, в которых атомы металла расположены по типу гексагональной решетки. Эти карбиды относятся к фазам внедрения. В отличие от карбидов первой группы, фазы внедрения в реальных условиях нагрева стали почти не растворяются в аустените. Фазы внедрения, как указывалось выше, обладают наиболее высокой твердостью и высокой температурой плавления. Чем дисперснее частицы карбидов в стали, тем выше ее прочность и твердость, так как частицы этих фаз повышают сопротивление пластической деформации.

Интерметаллические соединения. При высоком содержании легирующие элементы образуют с железом или друг с другом интерметаллические соединения. Примером таких соединений могут служить Fe₇Mo₆, Fe₇W₆, Fe₃Nb₂, Fe₃Ti и др. Некоторые интерметаллические соединения относятся к фазам Лавеса (Fe₂Nb, Fe₂W, Fe₂Mo, Cr₂Ti и др.). В сплавах Fe – Cr и Fe – V образуется твердая и хрупкая σ-фазы, отвечающие соединению FeCr и FeV. В сплавах Fe–Cr–Mo (8 – 27 % Cr и > 5 % Mo), Fe–Cr–Ni–Mo (2–3 % Mo) может образовываться хрупкая χ-фаза состава Fe₃CrMo (Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀).

Наибольшее значение интерметаллидные фазы играют в малоуглеродистых железных сплавах, где их используют для получения эффекта дисперсионного твердения. σ- и χ-фазы охрупчивают сплав, поэтому их присутствие нежелательно.

8.2. Классификация сталей

Стали классифицируют по химическому составу, качеству, степени раскисления, структуре, прочности и назначению.

По химическому составу стали классифицируют на углеродистые и легированные. В зависимости от концентрации углерода и те, и другие подразделяются на низкоуглеродистые (до 0,25 % C), среднеуглеродистые (0,25–0,50 % C) и высокоуглеродистые (> 0,7 % C). Легированные стали в зависимости от введенных элементов подразделяют на *хромистые, марганцовистые, хромоникелевые* и многие другие. По количеству введенных элементов их разделяют на *низко-*

средне- и высоколегированные. В низколегированных сталях количество легирующих элементов не превышает 2,5 %, в среднелегированных содержится от 2,5 до 10 %, в высоколегированных – более 10 %.

По *качеству* стали классифицируют на стали *обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особо высококачественные.*

Под качеством стали понимают совокупность свойств, определяемых металлургическим процессом ее производства. Однородность химического состава, строения и свойств стали, а также ее технологичность во многом зависят от содержания газов (кислорода, водорода, азота) и вредных примесей – серы и фосфора. Газы являются скрытыми, количественно трудно определяемыми примесями, поэтому нормы содержания вредных примесей служат основными показателями для разделения сталей по качеству. Стали обыкновенного качества содержат до 0,050 % S и 0,040 % P, качественные – не более 0,040 % S и 0,035 % P (в случае инструментальных до 0,03%), высококачественные – не более 0,025 % S и 0,025 % P, особо высококачественные – не более 0,015 % S и 0,025 % P.

По степени раскисления и характеру затвердевания стали классифицируют на *спокойные, полуспокойные и кипящие.*

Раскисление – процесс удаления из жидкого металла кислорода, проводимый для предотвращения хрупкого разрушения стали при горячей деформации.

Спокойные стали раскисляют *марганцем, кремнием и алюминием.* Они содержат мало кислорода и затвердевают спокойно без газовыделения. Кипящие стали раскисляют только *марганцем.* Перед разливкой в них содержится повышенное количество кислорода, который при затвердевании, частично взаимодействуя с углеродом, удаляется в виде CO. Выделение пузырей CO создает впечатление кипящей стали, с чем и связано ее название. Кипящие стали дешевы, их производят низкоуглеродистыми и практически без кремния ($Si \leq 0,07 \%$), но с повышенным количеством газообразных примесей.

Полуспокойные стали по степени раскисления занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими.

При классификации стали по структуре учитывают особенности ее строения в отожженном и нормализованном состояниях. По структуре в отожженном (равновесном) состоянии стали разделяют на сле-

дующие классы: *доэвтектоидные*, имеющие в структуре избыточный феррит; *эвтектоидные*, структура которых состоит из перлита; *заэвтектоидные*, имеющие в структуре перлит и цементит вторичный; *ледебуритные*, *аустенитные* и *ферритные*.

По структуре после нормализации стали подразделяют на следующие основные классы: перлитный, мартенситный, аустенитный, ферритный.

Стали перлитного класса (рис. 74, *а*) имеют невысокую устойчивость переохлажденного аустенита (описание см. дальше). К этому классу относятся углеродистые и низколегированные стали. Это большая группа дешевых, широко применяемых сталей.

Стали мартенситного класса отличаются высокой устойчивостью переохлажденного аустенита (рис. 74, *б*); при охлаждении на воздухе они закаляются на мартенсит. К этому классу относятся средне- или высоколегированные стали.

Стали аустенитного класса из-за повышенного количества никеля или марганца (обычно в сочетании с хромом) имеют интервал мартенситного превращения ниже 0°C (см. раздел «Теория термической обработки»).

По назначению стали подразделяются на конструкционные, инструментальные и стали специального назначения.

Конструкционные по назначению подразделяются на машиностроительные, предназначенные для изготовления деталей машин и механизмов (*цементуемые* и *улучшаемые*), и *строительные*, используемые для металлоконструкций и сооружений.

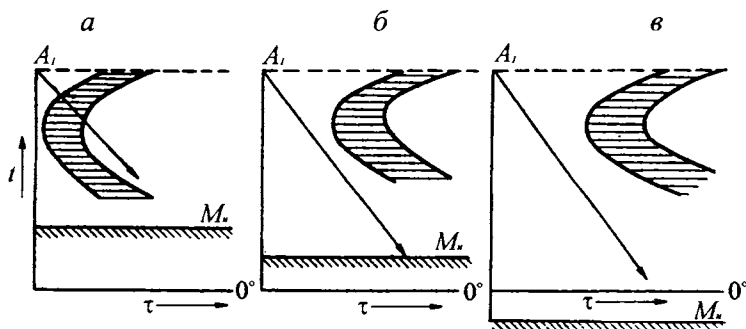


Рис. 74. Схемы изотермического распада аустенита сталей перлитного (*а*), мартенситного (*б*) и аустенитного (*в*) классов

Инструментальные стали по назначению подразделяются на стали (материалы) для режущего инструмента, для штампового инструмента (холодной и горячей штамповки) и измерительного инструмента. По теплостойкости применяемые материалы в свою очередь делятся на группы: нетеплостойкие (углеродистые стали), полутеплостойкие низколегированные стали (до 200 °С), теплостойкие высоколегированные быстрорежущие стали (до 600–640 °С), твердые сплавы (до 800–1000 °С) и сверхтвердые материалы (до 1200 °С).

Стали со специальными физико-химическими свойствами по назначению могут быть коррозионно-стойкими, жаростойкими, жаропрочными, износостойкими, электротехническими и т. д., в которых получение тех или иных свойств достигается соответствующим легированием.

8.2.1. Углеродистые стали

На долю углеродистых сталей приходится 80 % от общего объема. Это объясняется тем, что углеродистые стали дешевы и сочетают удовлетворительные механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением. При одинаковом содержании углерода по обрабатываемости резанием и давлением они значительно превосходят легированные стали. Из-за высокой критической скорости заковки углеродистые стали охлаждают в воде, что вызывает значительные деформации и коробление деталей. Кроме того, для получения одинаковой прочности с легированными сталями их следует подвергать отпуску при более низкой температуре, поэтому они сохраняют более высокие закалочные напряжения, снижающие конструктивную прочность. Главный недостаток углеродистых сталей – небольшая прокаливаемость (до 12 мм), что существенно ограничивает размер деталей, упрочняемых термической обработкой.

8.2.1.1. Углеродистые стали обыкновенного качества

В углеродистых сталях обыкновенного качества допускается повышенное содержание вредных примесей и загрязненность неметаллическими включениями, так как их выплавляют по нормам массовой технологии.

Стали обыкновенного качества поставляют горячекатаными в

виде проката (прутки, листы, уголки, трубы и т. п.) Для этих сталей марки, химический состав и степень раскисления при выплавке регламентирует ГОСТ 380-94.

Стали маркируют сочетанием букв «Ст» и цифрой (от 0 до 6), показывающей номер марки. Степень раскисления обозначают добавлением в спокойных сталях букв «сп», в полуспокойных – «пс», в кипящих – «кп». Например, Ст3сп, Ст3пс, Ст3кп. Спокойными и полуспокойными производят стали Ст1 – Ст6, кипящими – Ст1 – Ст4. Сталь Ст0 по степени раскисления не разделяют, в этой стали указывают только содержание углерода ($C \leq 0,23 \%$), серы ($S \leq 0,06 \%$) и фосфора ($P \leq 0,07 \%$). В остальных марках регламентировано содержание C, Mn, Si, S, P, а также A_s (табл. 1).

Для всех сталей, кроме Ст 0, справедлива следующая формула:

$$C (\%) \sim 0,07 \cdot \text{номер марки.}$$

Так, в стали Ст3 содержание C $\sim 0,07 \cdot 3 \sim 0,21 \%$ (фактически 0,14–0,22 %).

Таблица 1

Содержание элементов в углеродистых сталях обыкновенного качества, %

Марка стали	C	Mn	Si в стали			S	P
			кп	пс	сп	Не более	
Ст0	$\leq 0,23$	–	–	–	–	0,06	0,07
Ст1	0,06–0,12	0,25–0,5	0,05	0,05–0,17	0,12–0,30	0,05	0,04
Ст2	0,09–0,15	0,25–0,5	0,05	0,05–0,17	0,12–0,30	0,05	0,04
Ст3	0,14–0,22	0,3–0,65	0,07	0,05–0,17	0,12–0,30	0,05	0,04
Ст4	0,18–0,27	0,4–0,7	0,07	0,05–0,17	0,12–0,30	0,05	0,04
Ст5	0,28–0,37	0,5–0,8	–	0,05–0,17	0,15–0,35	0,05	0,04
Ст6	0,38–0,49	0,5–0,8	–	0,05–0,17	0,15–0,35	0,05	0,04
Ст3Г	0,14–0,22	0,8–1,1	–	0,05–0,17	–	0,05	0,04
Ст5Г	0,28–0,37	0,8–1,1	–	0,05–0,17	–	0,05	0,04

Примечание. В сталях Ст1 – Ст6 допускается не более 0,3 % Cr; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,08 % As; 0,01 % N.

Концентрация марганца возрастает от 0,25–0,50 % в стали Ст1 до 0,50–0,80 % в стали Ст6. Три марки стали производят с повышенным (0,80–1,10 %) содержанием марганца, на что указывает буква «Г» в марке: Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст5Гпс.

Содержание кремния зависит от способа раскисления стали: у кипящих – не более 0,05 %, полуспокойных – не более 0,15 %, спокойных – не более 0,30 %.

Степень раскисления определяет также различное содержание газообразных примесей, а следовательно, порог хладноломкости и возможную температуру эксплуатации. Более надежны спокойные стали, имеющие более низкий порог хладноломкости t_{50} . Так, для сталей Ст3сп, Ст3пс и Ст3кп он составляет –20; –10 и 0 °С.

Механические свойства горячекатаных сталей обыкновенного качества регламентирует ГОСТ 535-88 (табл. 2).

Прокат подразделяется на три группы (I – III) и пять категорий (1 – 5). Группа проката оценивает качество поверхности и способ использования проката. *Прокат I группы используют без обработки поверхности, II группы – для изготовления деталей обработкой резанием, III группы для заготовок и деталей, получаемых горячей обработкой давлением.*

Таблица 2

Механические свойства углеродистых сталей

Марка стали	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$KCU_{20^{\circ}\text{C}}$ МДж/м ²
		не менее		
Ст0	≥ 310	–	20	–
Ст1	320–420	–	31	–
Ст2	340–440	–	29	0,9–1,1
Ст3	380–490	255	26	0,7–1,0
Ст4	410–530	265	24	–
Ст5	490–630	295	20	–
Ст6	≥ 590	315	15	–

Примечание. В кипящих сталях Ст1кп – Ст4кп значения σ_b на 10 – 20 МПа, $\sigma_{0,2}$ – 10 МПа меньше, а δ на 1,0 % больше, чем в приведенных сталях тех же марок.

Категории проката различаются набором нормируемых показателей механических свойств. Для всех категорий гарантируют уровень σ_s , $\sigma_{0,2}$, δ и допустимый угол загиба. Для категории 3 дополнительно определяют KCU при 20 °С; для категории 4 – KCU при – 20°С; для категории 5 – KCU при – 20 °С и склонность стали к деформационному старению.

Уровень механических свойств зависит от толщины проката. Сортамент изделий из проката отличается большим разнообразием.

Его подразделяют на четыре группы: сортовая сталь (круглый, квадратный, полосовой, угловой прокат; швеллеры; двутавровые балки), листовая сталь, специальные профили, трубы.

Прокат из углеродистых сталей обыкновенного качества предназначен для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Этим технологическим требованиям в наибольшей степени отвечают низкоуглеродистые стали, из которых изготавливают сварные фермы, рамы и другие строительные металлоконструкции. На выбор стали большое влияние оказывают также технологические свойства, прежде всего свариваемость и способность к холодной обработке давлением.

Стали, поставляемые по техническим условиям, имеют также и специальное назначение: котло-, мосто- и судостроение. Стали Ст4 и особенно Ст3 широко применяют в сельскохозяйственном машиностроении.

8.2.1.2. Углеродистые качественные стали

К этим сталям предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,04 %, фосфора не более 0,035 %) и неметаллических включений. Качественные углеродистые стали выплавляют в электропечах, кислородных конвертерах и мартеновских печах по ГОСТ 1050-88. Качественные стали поставляют по химическому составу и по механическим свойствам (табл. 3).

Качественные углеродистые стали маркируют двузначными цифрами 08, 10, 15,...60, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента.

При обозначении кипящей или полуспокойной в конце марки указывается степень раскисления: кп, пс. В случае спокойной стали

степень раскисления не указывается.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на низкоуглеродистые до 0,25 % С (малопрочные и высокопластичные стали и цементуемые), среднеуглеродистые свыше 0,25 до 0,50 % С (улучшаемые) и высокоуглеродистые конструкционные стали до 0,65 % С.

Таблица 3

Состав и свойства некоторых марок качественных углеродистых сталей (ГОСТ 1050-88)

Содержание, %					Механические свойства, не менее				
Марка стали	C	Mn	Si	Cr, не более	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	$KCU_{20^\circ C}$, МДж/м ²
08	0,05–0,12	0,35–0,65	0,17–0,37	0,10	196	320	33	60	–
10	0,07–0,14	0,35–0,65	0,17–0,37	0,15	205	330	31	55	–
15	0,12–0,19	0,35–0,65	0,17–0,37	0,25	225	370	27	55	–
20	0,17–0,24	0,35–0,65	0,17–0,37	0,25	245	410	25	55	–
25	0,22–0,30	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	275	450	23	50	0,88
30	0,27–0,35	0,50–0,80	0,17–0,37	0,5	295	490	21	50	0,78
35	0,32–0,40	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	315	530	20	45	0,69
40	0,37–0,45	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	335	570	19	45	0,59
45	0,42–0,50	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	355	600	16	40	0,49
50	0,47–0,55	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	375	630	14	40	0,38
55	0,52–0,60	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	380	650	13	35	–
60	0,57–0,65	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	400	680	12	35	–

Малопрочные и высокопластичные стали 08, 10 из-за способности к глубокой вытяжке применяют для холодной штамповки различных изделий. Цементуемые – стали 15, 20, 25 предназначены для деталей небольшого размера (кулачки, толкатели, малонагруженные шестерни и т. п.), от которых требуется твердая, износостойкая поверхность и вязкая сердцевина.

Среднеуглеродистые стали 30, 40, 45, 50 отличаются большей прочностью, но меньшей пластичностью, чем низкоуглеродистые. Их применяют после улучшения, нормализации и поверхностной закалки (см. раздел «Термическая обработка сталей»). Стали после улучше-

ния применяют для изготовления деталей небольшого размера, работоспособность которых определяется сопротивлением усталости (шатуны, маховики, валы малооборотных двигателей и т. п.).

Для деталей ответственного назначения применяют *высококачественные стали* с еще более низким содержанием серы и фосфора. Необходимость обеспечения низкого содержания вредных примесей в высококачественных сталях приводит к дополнительному удорожанию и усложнению производства, поэтому высококачественные стали редко бывают углеродистыми, чаще всего – легированные. При обозначении высококачественных сталей в конце марки добавляется буква А, например сталь 40ХНМА.

Углеродистые стали, содержащие $\geq 0,7$ углерода, используют для изготовления инструмента. Их маркируют У7, У8, У10, У12, У13, где «У» означает углеродистую сталь, цифра – содержание углерода в *десятих долях* процента. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435-90) производят качественными У7, У8...У13 и высококачественными У7А, У8А...У13А. Углеродистые стали поставляют после отжига на зернистый цементит. Благодаря невысокой твердости в состоянии поставки (187–217 НВ) углеродистые стали хорошо обрабатываются резанием и деформируются. Из-за низкой прокаливаемости (10–12 мм) углеродистые стали пригодны для мелких инструментов (метчики, сверла, напильники, пилы и др.).

8.2.2. Легированные стали

Леггирующими элементами называют элементы, специально вводимые в сталь для изменения ее строения и свойств. Соответственно стали, содержащие легирующие элементы, называют *легированными*.

Марка легированных сталей состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих ее химический состав. По ГОСТ 4543-71 принято обозначать хром – Х, никель – Н, марганец – Г, кремний – С, молибден – М, вольфрам – В, титан – Т, ванадий – Ф, алюминий – Ю, медь – Д, ниобий – Б, бор – Р, кобальт – К. Буква А в середине марки стали показывает содержание азота, а в конце марки – сталь высококачественная. Число, стоящее после буквы, указывает на примерное содержание легирующего элемента в процентах. Если число отсутствует, то леги-

рующего элемента меньше или около 1 %.

Число в начале марки конструкционной легированной стали показывает содержание углерода в сотых долях процента. Например, сталь 30ХГС в среднем содержит 0,30 % С, 1 % Cr, 1 % Mn и 1 % Si. Особо высококачественные стали (например, после электрошлакового переплава) имеют в конце буквы Ш, например 30ХГС-Ш.

Некоторые группы сталей содержат дополнительные обозначения: марки подшипниковых сталей начинаются с буквы Ш, автоматных – А.

Нестандартные легированные стали, выплавляемые заводом «Электросталь», маркируют сочетанием букв ЭИ (электросталь исследовательская), ЭП (П – пробная) и порядковым номером (например, ЭИ 415) или ЗИ (Златоустовская исследовательская) и порядковый номер (например, ЗИ 90).

Число в начале марки инструментальной легированной стали показывает содержание углерода в десятых долях процента. Например, сталь 9ХВГ в среднем содержит 0,9 % С, 1 % Cr, 1 % W, 1 % Mn. Если число перед буквами отсутствует, то углерода около или выше 1%. Например, сталь ХВCG в среднем содержит 0,95–1,05 % С, 1 % Cr, 1 % W, 1 % Si, 1 % Mn.

Концентрация некоторых легирующих элементов может быть очень малой. В количестве до 0,1 % вводят Nb, Ti, а содержание бора обычно не превышает 0,005 %. Если концентрация легирующего элемента составляет около 0,1 % и менее, легированные стали принято называть *микролегированием*.

Легированные стали классифицируют по структуре в равновесном состоянии, по структуре после охлаждения на воздухе, по количеству легирующих элементов и по назначению.

По равновесной структуре стали делятся на *доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные* стали, в структуре которых присутствуют первичные карбиды, выделившиеся из жидкой фазы. Последнее обстоятельство объясняется тем, что легирующие элементы сдвигают влево точки *S*, *E* диаграммы железо–углерод. Поэтому граница между перечисленными сталями проходит при меньшем содержании углерода по сравнению со значениями, указанными на диаграмме Fe–Fe₃C.

Учитывая (как было описано ранее), что некоторые элементы

резко сужают или расширяют область γ -Fe, то кроме указанных групп существуют еще *аустенитные* и *ферритные* стали.

Углеродистые стали бывают первых *трех* классов, *легированные* – всех *шести*. Деление по структуре, количеству легирующих элементов и назначению было описано ранее.

8.3. Чугун

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % C, называются *чугунами*. В отличие от стали чугуны имеют более высокое содержание углерода, заканчивают кристаллизацию с образованием эвтектики, обладают низкой способностью к пластической деформации и высокими литейными свойствами. Стоимость чугунов ниже стоимости стали.

Чугуны выплавляют в доменных печах, вагранках и электропечах. Выплавляемые в доменных печах чугуны бывают передельными, специальными (ферросплавы) и литейными. Передельные и специальные чугуны используют для последующей выплавки стали и чугуна. В вагранках и электропечах переплавляют литейные чугуны. Около 20 % всего выплавляемого чугуна используют для изготовления литья. В литейном чугуне обычно содержится не более 4,0 % C. Кроме углерода, обязательно присутствуют в примеси S, P, Mn, Si, причем в значительно большем количестве, чем в углеродистой стали. Углерод в чугуне может находиться в виде цементита или графита или одновременно в виде цементита и графита. Цементит придает излому специфический светлый блеск, поэтому чугун, в котором весь углерод находится в виде цемента, называют *белым*. Графит придает излому серый цвет, поэтому его называют *серым чугуном*. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: *серый, высокопрочный с шаровидным графитом* и *ковкий чугун с хлопьевидным графитом* являются разновидностью серых, но из-за повышенных механических свойств их выделяют в особые группы.

Белыми называются чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита. Согласно диаграмме состояния Fe–Fe₃C белые чугуны подразделяют на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. Из-за большого количества цементита

они твердые (450–550 НВ), хрупкие и для изготовления деталей машин не используются. Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки из серого чугуна со слоем белого чугуна в виде твердой корки на поверхности. Из них изготавливают прокатные валки, лемехи плугов, тормозные колодки и другие детали, работающие в условиях износа.

В промышленности широко применяют серые, высокопрочные и ковкие чугуны, в которых весь углерод или часть его находится в виде графита. Графит обеспечивает пониженную твердость, хорошую обрабатываемость резанием, а также высокие антифрикционные свойства вследствие низкого коэффициента трения. Вместе с тем включения графита снижают прочность и пластичность, так как нарушают сплошность металлической основы сплава. Серые, высокопрочные и ковкие чугуны различаются условиями образования графитных включений и их формой, что отражается на механических свойствах отливок.

8.3.1. Серые чугуны

Серыми называются чугуны с пластинчатой формой графита.

По химическому составу серые чугуны разделяют на обычные (нелегированные) и легированные. Обычные серые чугуны – сплавы сложного состава, содержащие основные элементы: Fe, C, Si и постоянные примеси: Mn, P и S. Содержание этих элементов в серых чугунах колеблется в следующих пределах, %: 2,2–3,7 C; 1–3 Si; 0,2–1,1 Mn; 0,02–0,3 P и 0,02–0,15 S. В небольших количествах в обычных серых чугунах могут содержаться Cr, Ni и Cu, которые попадают из руды. Почти все эти элементы влияют на условия графитизации, количество графитных включений, структуру металлической основы и, как следствие, свойства чугунов.

Углерод оказывает определяющее влияние на качество чугунов, изменяя количество графита и литейные свойства. Чем выше концентрация углерода, тем больше выделений графита и ниже механические свойства чугуна. По этой причине максимальное содержание углерода ограничивается доэвтектической концентрацией. В то же время снижение его содержания отрицательно сказывается на жидкотекучести и, следовательно, на литейных свойствах чугунов. Нижний

предел углерода принимают для толстостенных отливок, верхний – для тонкостенных.

Кремний обладает сильным графитизирующим действием; способствует выделению графита в процессе затвердевания чугунов и разложению выделившегося цементита.

Марганец затрудняет графитизацию чугунов, несколько улучшает механические свойства, особенно в тонкостенных отливках.

Сера – вредная примесь. Она ухудшает механические и литейные свойства чугунов: понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и повышает склонность к образованию трещин.

Фосфор в количестве до 0,3 % растворяется в феррите. При большой концентрации он образует с железом и углеродом тройную «фосфидную» эвтектику. Она имеет низкую температуру плавления (950 °C), что увеличивает жидкотекучесть чугунов, но при этом имеет высокую твердость и хрупкость. Повышенное содержание фосфора допускается в отливках, от которых требуется высокая износостойкость (до 0,7 % Р), а также используемых для художественного литья (до 1 % Р). В литых чугунных деталях содержание фосфора ограничивают 0,3 %.

Таким образом, степень графитизации в чугунах возрастает с увеличением содержания углерода и кремния. Аналогичное, но более слабое влияние оказывают примеси (или легирующие элементы) меди и никеля. Элементами, затрудняющими графитизацию (отбеливающими), являются марганец, сера, хром. Основные элементы, которыми регулируют структуру металлической основы серых чугунов, – углерод и кремний.

Кроме химического состава, структура чугуна и его свойства зависят от технологических факторов, главным из которых является скорость охлаждения. С уменьшением скорости охлаждения возрастает количество графита, а с ее увеличением – количество химически связанного углерода. При выборе скорости охлаждения принимают во внимание толщину стенки отливки. Чем она больше, тем меньше скорость охлаждения, полнее протекает процесс графитизации.

В чугунах с высоким содержанием кремния при медленном охлаждении отливки первичная кристаллизация происходит в соответствии со стабильной диаграммой Fe–C (см. рис. 67), в этом случае графит появляется непосредственно из жидкой фазы. С увеличением

скорости охлаждения создаются условия для первичной кристаллизации в соответствии с метастабильной диаграммой $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ (см. рис. 65), из жидкой фазы выделяется цементит, а графит образуется вследствие его распада при дальнейшем охлаждении. Иногда ледобурит не разлагается и остается в структуре.

Вторичная кристаллизация преимущественно протекает в соответствии с метастабильной диаграммой, вторичный цементит и цементит перлита могут сохраниться или графитизироваться в зависимости от содержания кремния и скорости охлаждения.

Наглядное представление о влиянии углерода и кремния на степень графитизации чугуна и его структуру дают структурные диаграммы. Структурная диаграмма, приведенная на рис. 75, а, справедлива для отливок с толщиной стенки 50 мм. Влияние толщины стенки и состава чугуна (суммарного содержания углерода и кремния) характеризует диаграмма, представленная на рис. 75, б.

Поле диаграммы разбито на пять областей. Область I соответствует белому чугуна, имеющему структуру перлит + вторичный цементит + ледобурит; весь углерод здесь связан в виде цементита. В области II находится половинчатый чугун со структурой II + C + графит; количество связанного углерода в нем более 0,8 %.

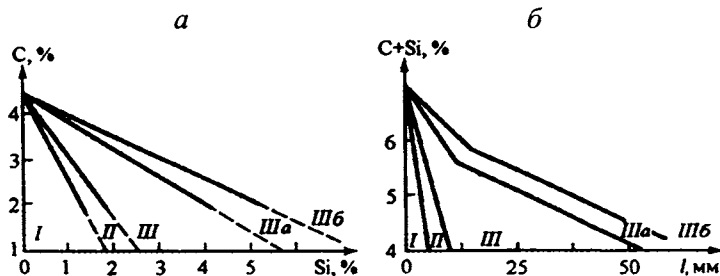


Рис. 75. Структурная диаграмма чугунов в зависимости от содержания кремния и углерода (а) и толщины стенки отливки (б): I – белый чугун; II – половинчатый чугун; III, III_а, III_б – серый перлитный, ферритно-перлитный и ферритный чугун соответственно

Химический состав серых чугунов отвечает областям III, III_а и III_б, где III – область серого перлитного чугуна, III_а – ферритно-перлитного чугуна и III_б – ферритного чугуна. По структуре металли-

ческой основы серые чугуны разделяют на три вида:

- серый перлитный со структурой П + графит (рис. 76, а). В этом чугуне количество связанного углерода составляет $\sim 0,8\%$;
- серый ферритно-перлитный со структурой Ф + П + графит. Количество связанного углерода в нем менее $0,8\%$;
- серый ферритный со структурой Ф + графит (рис. 76, б). В этом чугуне весь углерод находится в виде графита.



Рис. 76. Микроструктуры серых чугунов $\times 300$: а – перлитного; б – ферритного

Механические свойства серых чугунов зависят от свойств металлической основы и главным образом от количества, формы и размеров графитных включений. Прочность, твердость и износостойкость чугунов растут с увеличением количества перлита в металлической основе, которая по строению аналогична сталям. Решающее влияние графита обусловлено тем, что его пластинки, прочность которых ничтожно мала, действуют как надрезы или трещины, пронизывающие металлическую основу и ослабляющие ее. При растяжении (наиболее жестком виде нагружения) по концам графитных включений легко формируются очаги разрушения.

По этой причине серые чугуны плохо сопротивляются растяжению, имеют низкие прочность и пластичность. Относительное удлинение при растяжении независимо от структуры основы не превышает $0,5\%$. Чем крупнее и прямолинейнее форма графитных включений, тем ниже сопротивление разрыву. И, наоборот, чем мельче и разоб-
щеннее графитные включения, тем меньше их отрицательное влияние.

Значительно слабее влияние графита при изгибе и, особенно при сжатии, т. е. при более «мягких» видах нагружения. Статическая прочность серых чугунов при изгибе примерно в 2 раза, а при сжатии – в 4 раза выше, чем при растяжении. Прочность при сжатии и твердость определяются в основном структурой металлической основы чугунов. Она близка к свойствам стали с той же структурой и того же состава, что и металлическая основа чугуна.

Более высокая чувствительность чугунов к нормальным напряжениям, чем к касательным, сохраняется при циклических нагрузках. При этом сопротивление усталости у них, как и у сталей, растет с увеличением статической прочности. Предел выносливости при круговом изгибе $\sigma_{-1} = (0,45 \dots 0,58) \sigma_s$. Наибольшее его значение имеют чугуны с измельченными графитными включениями и перлитной основой.

Для серых чугунов характерно следующее соотношение пределов выносливости при растяжении, изгибе и кручении: $\sigma_{-1p} : \sigma_{-1} : \tau_{-1} = 1 : 2 : 1,3$. Наиболее высоко сопротивление усталости чугунов сжимающим напряжениям. При пульсирующем цикле сжатия оно в 5 – 6 раз выше, чем при пульсирующем цикле растяжения.

В соответствии с отмеченной особенностью чугуны целесообразнее использовать для деталей, работающих на сжатие. Однако в реальных условиях эксплуатации может возникнуть сложное напряженное состояние. В этом случае работоспособность чугуна лимитируется долей растягивающих напряжений, поэтому показателем механических свойств серых чугунов, в соответствии с ГОСТ 1412-85, является прочность при статическом растяжении.

Марка серого чугуна состоит из букв СЧ (серый чугун) и цифры, показывающей уменьшенное в 10 раз значение (в МПа) временного сопротивления при растяжении (см. табл. 4).

Прочность чугуна существенно зависит от толщины стенки отливки. Указанное в марке значение σ_b соответствует отливкам с толщиной стенки 15 мм. При увеличении толщины стенки от 15 до 150 мм прочность и твердость чугуна уменьшаются почти в два раза.

Графит, ухудшая механические свойства, в то же время придает чугунам ряд ценных свойств. Он измельчает стружку при обработке резанием, оказывает смягчающее действие и, следовательно, повышает износостойкость чугунов, придает им демпфирующую способ-

ность. Кроме того, пластинчатый графит обеспечивает малую чувствительность чугунов к дефектам поверхности. Благодаря этому сопротивления усталости чугунных и стальных деталей соизмеримы.

Номенклатура отливок из серого чугуна и их масса разнообразны: от деталей в несколько граммов (поршневые кольца двигателей) до отливок в 100 т и более (санины станков). Выбор марки чугуна для конкретных условий работы определяется совокупностью технологических и механических свойств.

Ферритные серые чугуны СЧ40, СЧ15 предназначены для слабо- и средненагруженных деталей: крышки, фланцы, маховики, корпуса редукторов, подшипников, насосов, а также суппорты, тормозные барабаны, диски сцепления и пр.

Ферритно-перлитные серые чугуны СЧ20, СЧ25 применяют для деталей, работающих при повышенных статических и динамических нагрузках: блоки цилиндров, картеры двигателя, поршни цилиндров, барабаны сцепления, санины различных станков, зубчатые колеса и другие.

Перлитные серые модифицированные чугуны СЧ 30, СЧ 35 обладают более высокими механическими свойствами главным образом из-за мелких разобщенных графитных включений. Измельчение графитных включений в них достигается путем модифицирования жидкого чугуна ферросилицием или силикокальцием (0,3–0,6 % от массы шихты). Модифицированные чугуны используют для деталей, работающих при высоких нагрузках или в тяжелых условиях износа: зубчатые колеса, гильзы блоков цилиндров, шпиндели, распределительные валы и пр. Чугуны этих марок обладают наибольшей герметичностью.

По этой причине их широко применяют также для корпусов насосов, компрессоров, арматуры тормозной пневматики и гидроприводов.

Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны: жаростойкие (дополнительно содержат Cr, Al), жаропрочные (Cr, Ni, Mo). Применение находят также немагнитные, хромоникелевые чугуны с аустенитной структурой, из которых изготавливают стойки для магнитов, крышки выключателей и пр.

Отливки из серого чугуна подвергают термической обработке.

Используют низкий отжиг ($\sim 560\text{ }^{\circ}\text{C}$) для снятия внутренних напряжений и стабилизации размеров, нормализацию или закалку с отпуском для повышения механических свойств и износостойкости. Для повышения износостойкости гильз цилиндров, распределительных валов и других деталей отдельных двигателей автомобилей перлитные чугуны подвергают азотированию.

8.3.2. Высокопрочные чугуны

Высокопрочными называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают модифицированием магнием, который вводят в жидкий чугун в количестве 0,02–0,08 %. Ввиду того, что модифицирование чугунов чистым магнием сопровождается сильным пироэффектом, чистый магний заменяют лигатурами (например, сплавом магния и никеля). Чугун после модифицирования имеет следующий химический состав, %: 3,0–3,6 C; 1,1–2,9 Si; 0,3 – 0,7 Mn; до 0,02 S и до 0,1 P. По структуре металлической основы высокопрочный чугун может быть ферритным или перлитным. Ферритный чугун в основном состоит из феррита и шаровидного графита; допускается до 20 % перлита. Структура перлитного чугуна – сорбитообразный или пластинчатый перлит и шаровидный графит; допускается до 20 % феррита (см. рис.77, а, б).

Шаровидный графит менее сильный концентратор напряжений, чем пластинчатый, поэтому он меньше снижает механические свойства металлической основы. Чугуны с шаровидным графитом обладают более высокой прочностью и некоторой пластичностью. Марка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, обозначающего уменьшение в 10 раз значение его временного сопротивления (см. табл. 4).

Высокопрочные чугуны применяют в различных отраслях техники, эффективно заменяя сталь во многих изделиях и конструкциях. Из них изготавливают оборудование прокатных станков (прокатные валки массой до 12 т), кузнечно-прессовое оборудование (траверса прессы, шабот ковочного молота); в турбостроении – корпус паровой турбины, лопатки направляющего аппарата; в дизеле-, тракторо- и автомобилестроении: коленчатые валы, поршни и многие другие ответственные детали, работающие при высоких циклических нагрузках и в условиях изнашивания.

В некоторых случаях для улучшения механических свойств применяют термическую обработку отливок: закалку и отпуск при 500 – 600 °С для повышения прочности; отжиг, способствующий сфероидизации перлита, для увеличения пластичности.

Таблица 4

Механические свойства чугунов

Марка чугуна	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ	Структура метал- лической основы
	МПа				
Серые чугуны (ГОСТ 1412-85)					
СЧ10	100	—	—	190	Ф
СЧ15	150	—	—	163–210	Ф
СЧ25	250	—	—	180–245	Ф+П
СЧ35	350	—	—	220–275	П
Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293-85)					
ВЧ35	350	220	22	140–170	Ф
ВЧ45	450	310	10	140–225	Ф+П
ВЧ60	600	370	3	192–227	Ф+П
ВЧ80	800	490	2	248–351	П
ВЧ100	1000	700	2	270–360	Б
Ковкие чугуны (ГОСТ 1215-79)					
КЧ 30–6	300	—	6	100–163	Ф+до10 % П
КЧ 35–8	350	—	8	100–163	
КЧ 37–12	370	—	12	110–163	
КЧ 45–7	450	—	7	150–207	
КЧ 60–3	600	—	3	200–269	
КЧ 80–1,5	800	—	1,5	270–320	П+ до 20%Ф
Чугуны с вермикулярным графитом (ГОСТ 28384–89)					
ЧВГ 30	300	240	3	130–180	Ф
ЧВГ 35	350	260	2	140–190	Ф+П
ЧВГ 40	400	320	1,5	170–220	Ф+П
ЧВГ 45	450	380	0,8	190–250	П

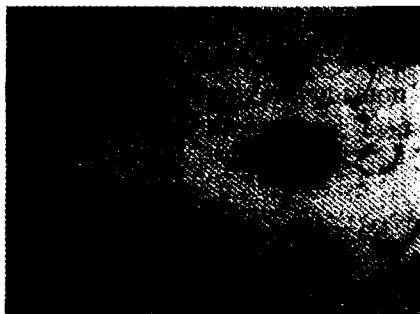


Рис. 77. Микроструктура высокопрочного чугуна $\times 300$

8.3.3. Чугуны с вермикулярным графитом

Наряду с шаровидным графитом высокопрочные чугуны могут содержать графит вермикулярной формы. Такой графит имеет форму изогнутых лепестков, размеры которых меньше по сравнению с частицами пластинчатого серого чугуна. В чугунах с вермикулярным графитом структура формируется под действием комплексного модификатора (около 5 % Mg и малые добавки Ce и Ti). Графит приобретает шаровидную (до 40 %) и вермикулярную – в виде мелких тонких прожилок – форму.

После модифицирования эти чугуны содержат, %: 3,1–3,8 C; 2,0–3,0 Si; 0,2–1,0 Mn; до 0,025 S; 0,08 P.

Чугуны с вермикулярным графитом производят четырех марок: ЧВГ 30; ЧВГ 35; ЧВГ 40; ЧВГ 45 (см. табл. 4). Число в марке обозначает уменьшенное в 10 раз значение временного сопротивления.

По механическим свойствам чугуны с вермикулярным графитом занимают промежуточное положение между серыми и высокопрочными чугунами. Они прочнее серых чугунов, особенно при циклических нагрузках; предел выносливости σ_{-1} составляет 140 МПа у ЧВГ 30 и 190 МПа у ЧВГ 45. Механические свойства этих чугунов в меньшей степени зависят от массы отливок. Они отличаются хорошей теплопроводностью (40–50 Вт/(м·К)), что обеспечивает их стойкость к теплосменам.

Чугуны с вермикулярным графитом заменяют серые чугуны в отливках, подвергаемых циклическим нагрузкам и частым теплосме-

нам. Из них отливают блоки цилиндров, поршни, гильзы, крышки цилиндров двигателей внутреннего сгорания, а также изложницы и кокилы. При введении в состав чугунов до 1,2 % Ni и 0,4 % Mo они хорошо противостоят изнашиванию и кавитации.

8.3.4. Ковкие чугуны

Ковкими называются чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму. Их получают отжигом белых доэвтектических чугунов. По этой причине графит ковких чугунов называют углеродом отжига. Такой графит, в отличие от пластинчатого, меньше снижает механические свойства металлической основы, вследствие чего ковкие чугуны по сравнению с серыми обладают более высокой прочностью и пластичностью.

Отливки из белых чугунов, подвергаемые отжигу на ковкие чугуны, изготавливают тонкостенными. Они не должны иметь сечение более 50 мм; иначе в сердцевине при кристаллизации выделяется пластинчатый графит, и чугун становится непригодным для отжига. По этой же причине исходные белые чугуны имеют пониженное содержание углерода и кремния. Их химический состав следующий, %: 2,4–2,9 C; 1,0–1,6 Si; 0,2–1,0 Mn; до 0,2 S и до 0,18 P.

По структуре металлической основы, которая определяется режимом отжига, ковкие чугуны бывают ферритными и перлитными (рис. 78).



Рис. 78. Микроструктура ковкого чугуна $\times 300$

Отжиг на ферритные чугуны проводят по режиму I (рис. 79), обеспечивающему графитизацию всех видов цементита белых чугунов. Отливки из такого чугуна загружают в специальные ящики и засыпают песком или стальными стружками для защиты от окисления и медленно (20–25 ч) нагревают до температуры несколько ниже эвтектической 950–1000 °С. В процессе продолжительной (10–15 ч) выдержки при такой температуре происходит первая стадия графитизации. Она состоит в распаде эвтектического и вторичного цементита (имеющегося в небольшом количестве при этой температуре). К концу первой стадии графитизации чугун состоит из аустенита и включений углерода отжига. Затем температуру медленно снижают. При этом происходит промежуточная стадия графитизации – распад выделяющегося вторичного цементита. Вторая стадия графитизации протекает или при весьма медленном охлаждении в эвтектоидном интервале температур, или при длительной выдержке (25–30 ч) несколько ниже температуры эвтектоидного превращения (720–740 °С). В процессе этой выдержки распадается цементит перлита. В результате такого отжига продолжительностью 70–80 ч весь углерод выделяется в свободном состоянии и формируется структура, состоящая из феррита и углерода отжига.

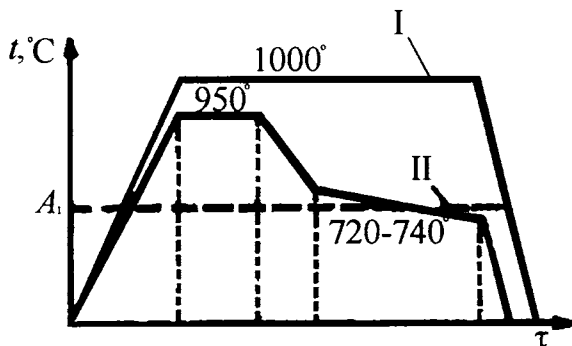


Рис. 79. Схема отжига белого чугуна на ковкий чугун:
I – с ферритной основой; II – с перлитной основой

Перлитный ковкий чугун получают отжигом, который проводят в окислительной среде по режиму II (рис. 79). В этом случае увеличивают продолжительность первой стадии графитизации, после которой

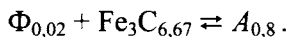
проводят непрерывное охлаждение отливок до 20 °С. Поскольку графитизации цементита перлита практически не происходит, чугун приобретает структуру, состоящую из перлита и углерода отжига.

ГЛАВА 9. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА (ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ)

9.1. Превращение ферритно-карбидной структуры в аустенит при нагреве

При многих видах термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации). Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории диффузионных фазовых превращений.

Общее представление о превращениях, которые протекают в стали при нагреве, можно получить из диаграммы состояния Fe–Fe₃C (см. рис. 65). При нагреве эвтектоидной стали (0,8 % C) несколько выше критической точки A_{c1} (727 °С) перлит (ферритно-карбидная структура) превращается в аустенит:



Превращение состоит из двух одновременно протекающих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода и растворения в аустените цементита. При нагреве доэвтектоидной стали выше температуры критической точки A_{c1} после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура – аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$ феррит постепенно превращается в аустенит, содержание углерода в аустените при этом уменьшается в соответствии с линией GS. При температуре A_{c3} феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали. Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали. При температуре несколько выше критической точки A_{c1} (727 °С) перлит превращается в аустенит. В интервале температур $A_{c1} - A_{ct}$ происходит растворение избыточного цементита. Выше температуры A_{ct} будет только аустенит, содержание углерода в котором соответ-

ствуется его содержанию в стали. Механизм процесса превращения перлита в аустенит состоит в зарождении зерен аустенита и их росте. Аустенит при температуре несколько выше A_{c1} (727 °C) содержит 0,8 % С. Как же образуется такой аустенит?

Первоначальные зародыши аустенита при нагреве несколько выше критической точки A_{c1} образуются сдвиговым путем ($\alpha \rightarrow \gamma$) при сохранении когерентных границ. В результате этого превращения образуется низкоуглеродистый аустенит пластинчатой формы. В образовавшемся по сдвиговому механизму низкоуглеродистом аустените растворяется Fe_3C , и содержание углерода в аустените приближается к равновесному.

При росте зародыша когерентность α - и γ -решеток нарушается, сдвиговый механизм заменяется нормальным механизмом роста и зерна аустенита приобретают равновесную форму.

Зародыш аустенита возникает на межфазовой границе раздела феррита и цементита (см. рис. 80, а, I, II).

Образовавшиеся зародыши аустенита растут благодаря интенсивной диффузии атомов углерода в аустените, что приводит к растворению цементита в аустените и превращению $\alpha \rightarrow \gamma$, одновременно зарождаются новые зерна аустенита.

Рост участков аустенита в результате полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цементита, поэтому после превращения феррита в аустенит в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цементита (рис. 80, а, III) и для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена. Образовавшийся аустенит (рис. 80, а, IV) неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше, чем в участках, прилегающих к ферриту. Для его гомогенизации требуется дополнительное время.

Для описания процесса перехода ферритно-цементитной структуры в аустенитную часто пользуются диаграммами изотермического образования аустенита, дающими представление о протекании превращения при различных температурах. Для построения диаграммы небольшие образцы из исследуемой стали, например эвтектоидной (0,8 % С), быстро нагревают до заданной температуры, лежащей выше точки A_{c1} , и выдерживают при этой температуре. В процессе изо-

термической выдержки фиксируют начало и конец отдельных стадий превращения перлита в аустенит. Если полученные экспериментальные точки нанести на график в координатах температура – время и соединить их плавными кривыми, то получится диаграмма, подобная схематически показанной на рис. 80, б.

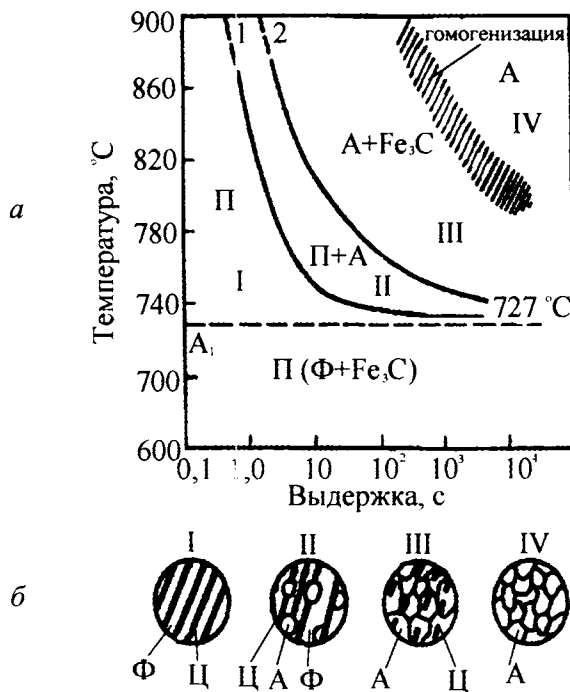


Рис. 80. Диаграмма изотермического образования аустенита для стали с 0,8 % С с исходной структурой пластинчатого перлита (а) и схемы превращения ферритно-карбидной структуры (перлита) в аустенит (б): 1 – начало превращения перлита в аустенит; 2 – конец превращения перлита в аустенит

Как следует из диаграммы изотермического образования аустенита, процесс превращения перлита в аустенит резко ускоряется при повышении температуры. Время, необходимое для образования аустенита при температурах, близких к A_{c1} (727 °C), составляет минуты, тогда как при 800–850 °C превращение происходит в течение 5–10 с (рис. 80, б). Возрастает не только скорость роста аустенитных

участков, но и вероятность зарождения аустенита. Это объясняется, с одной стороны, ускорением диффузионных процессов, а с другой – увеличением градиента концентрации в аустените.

Скорость превращения ферритно-цементитной структуры в аустенитную, помимо температуры нагрева, зависит от ее исходного состояния. Чем тоньше ферритно-цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и меньше пути диффузии, а следовательно, быстрее протекает процесс аустенитизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобул, замедляет процесс образования аустенита.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенитизации, что объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита.

Введение в сталь хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенитизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените.

Процесс гомогенизации аустенита по содержанию легирующих элементов требует большего времени, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в решетке γ -фазы значительно меньше, чем диффузионная подвижность углерода.

При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит протекает в некотором интервале температур. На рис. 81 приведена так называемая термокинетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева ($V_1 < V_2 < V_3$ и т. д.).

Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение ферритно-цементитной структуры (перлита) в аустенитную (см. рис. 81). Интервалы температур ($t_1 - t_2$, $t_3 - t_4$), в которых протекает превращение перлита в аустенит (см. рис. 81) тем больше, чем выше скорость нагрева, поэтому при скоростном нагреве, например токами высокой частоты, температура нагрева для аустенитизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве.

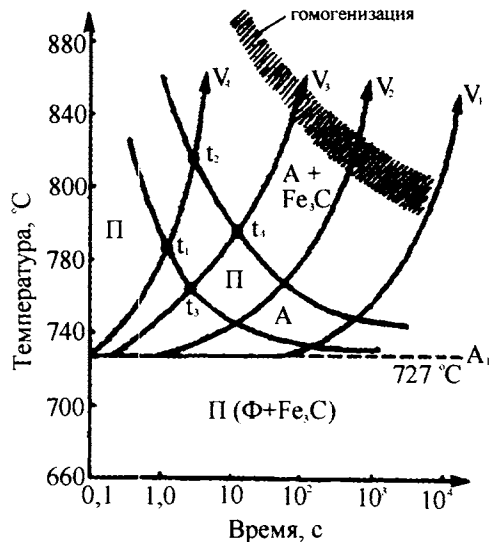


Рис. 81. Диаграмма образования аустенита при непрерывном нагреве с различными скоростями ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4$) стали с 0,8 % С: $t_1 - t_2$, $t_3 - t_4$ – интервалы температур превращения перлита (ферритно-карбидной структуры) в аустенит при скоростях нагрева V_3 и V_4

9.2. Рост зерна аустенита при нагреве

Как указывалось выше, зародыши аустенита при нагреве выше температуры A_{c1} образуются на границах раздела феррит–карбид. При таком нагреве число зародышей всегда достаточно велико и начальное зерно аустенита мелкое. Чем выше скорость нагрева, тем меньше зерно аустенита, так как скорость образования зародышей выше, чем скорость их роста. Таким образом, измельчение аустенитного зерна стали происходит при нагреве в результате фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Такой процесс носит название *фазовой перекристаллизации*. В результате фазовой перекристаллизации при таких видах термической обработки, как кристаллизация, отжиг, закалка, происходит существенное измельчение зерна стали.

При дальнейшем повышении температуры (см. рис. 82) или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит рост зерна по типу собирательной рекристаллизации. Рост зерна

аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен. Зерно растет в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых. Размер зерна, образовавшегося при нагреве до данной температуры, естественно, не изменяется при последующем охлаждении.

Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей одного марочного состава вследствие влияния условий их выплавки.

По склонности к росту зерна различают два предельных типа сталей: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур (1000–1050 °С) зерно увеличивается незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше A_{c1} (см. рис. 82). Различная склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом.

Стали, раскисленные алюминием, наследственно мелкозернистые, так как в них образуются дисперсные частицы AlN , тормозящие рост зерна аустенита, оказывая барьерное действие на мигрирующую границу зерен. Растворение этих частиц влечет за собой быстрый рост зерна. При этом образуются аномально крупные зерна (АКЗ) по типу вторичной рекристаллизации. При перегреве такие стали характеризуются значительной разнотернистостью.

В двухфазных областях, например, в заэвтектоидных сталях, в интервале температур $A_{c1} - A_{ct}$ рост зерна аустенита сдерживается не растворившимися карбидными частицами. Такое же сдерживающее влияние на рост зерна в доэвтектоидных сталях в интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$ оказывают участки феррита.

Легирующие элементы, особенно карбидообразующие (нитридообразующие), задерживают рост зерна аустенита. Наиболее сильно действуют Ti , V , Nb , Zr , Al и N , образующие труднорастворимые в аустените карбиды (нитриды), которые служат барьером для роста зерна. Чем больше объемная доля карбидов (нитридов) и выше их дисперсность (меньше размер), тем мельче зерно аустенита.

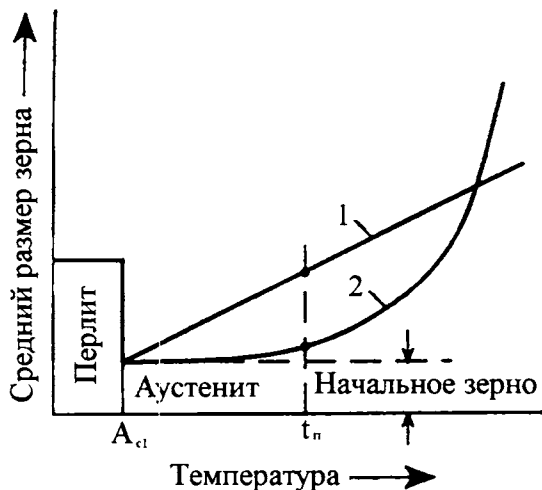


Рис. 82. Схема роста аустенитного зерна в наследственно крупнозернистых (1) и мелкозернистых (2) сталях t_n — температура нагрева при технологической пробе

Одновременно нерастворимые карбиды (нитриды) оказывают зародышевое влияние на образование новых зерен аустенита, что также приводит к получению более мелкого зерна. Марганец и фосфор способствуют росту зерна аустенита.

Следует отметить, что термины «наследственно крупнозернистая сталь» и «наследственно мелкозернистая сталь» не обозначают того, что данная сталь имеет всегда крупное или всегда мелкое зерно. Наследственное зерно, полученное в стандартных условиях технологической пробы, указывает лишь на то, что при нагреве до определенных температур крупнозернистая сталь приобретает крупное зерно при более низкой температуре, чем сталь мелкозернистая.

Поэтому введено понятие о действительном зерне, т. е. зерне, существующем в стали при данной температуре. Размер действительного зерна аустенита обусловлен температурой нагрева, продолжительностью выдержки при ней и склонностью данной стали к росту зерна при нагреве. Продолжительный нагрев доэвтектоидной (заэвтектоидной) стали при температурах, значительно превышающих A_{c3} или A_{c1} , приводит к образованию крупного действительного зерна как непосредственно при этой температуре, так и после охлаждения

до 20 С. Такой нагрев принято называть перегревом стали. В перегретой стали нередко наблюдается видманштеттова структура (рис. 83). Перегретая сталь характеризуется хрупким изломом.

Влияние величины зерна на свойства стали. Как упомянуто ранее, чем мельче зерно, тем выше прочность (σ_b , $\sigma_{0,2}$, σ_{-1}), пластичность (δ , ψ) и вязкость (KCU , KCT); ниже порог хладноломкости (t_{50}) и меньше склонность к хрупкому разрушению. Уменьшая размер зерна аустенита, можно компенсировать отрицательное влияние других механизмов упрочнения на порог хладноломкости. Аномально ведет себя трещиностойкость K_{Ic} . При укрупнении зерна аустенита до 10–15 мкм трещиностойкость уменьшается, а при дальнейшем росте зерна возрастает. Вероятно, это связано с очищением границ зерна аустенита от вредных примесей благодаря большему их растворению в объеме зерна при высокотемпературном нагреве. Все методы, вызывающие измельчение зерна аустенита – микролегирование (V, Ti, Nb и др.), высокие скорости нагрева и др. – повышают конструктивную прочность стали. Крупное зерно стремятся получить только в электротехнических (трансформаторных) сталях, чтобы улучшить их магнитные свойства. Стали с номером зерна 1–5 относят к крупнозернистым, а с номером зерна 6–15 к мелкозернистым.

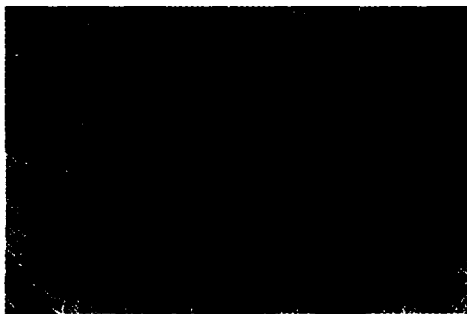


Рис. 83. Микроструктура перегретой доэвтектоидной стали $\times 300$

9.3. Превращение переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита)

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_{c3} (для доэвтектической стали) или

выше $A_{\text{ст}}$ (для заэвтектоидной стали), переохладить до температуры ниже 727°C , то аустенит оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение.

Для описания кинетики превращения переохлажденного аустенита пользуются экспериментально построенными диаграммами время – температура – степень распада или диаграммами изотермического превращения аустенита, т. е. превращения, протекающего при постоянной температуре.

Для излучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы стали нагревают до температур, соответствующих существованию стабильного аустенита, а затем быстро охлаждают (переохлаждают аустенит) до температуры ниже 727°C , например до $700, 600, 500, 400, 300^\circ\text{C}$ и т. д., и выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита.

Результаты исследования при постоянной температуре характеризует кривая, показывающая количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада. Как видно из рис. 84, а, в течение некоторого промежутка времени (H_1, H_2, H_3) распад аустенита экспериментально не фиксируется. Этот период называют *инкубационным*.

По истечении этого периода аустенит начинает распадаться с образованием более стабильных структур. Скорость распада сначала быстро увеличивается, а затем постепенно замедляется. Через некоторое время (K_1, K_2, K_3) процесс распада полностью заканчивается или приостанавливается. Построение таких кривых после охлаждения до разных температур (t_1, t_2, t_3) позволяет получить диаграмму изотермического превращения аустенита (см. рис. 84, б). Для этого нужны отрезки времени, соответствующие началу (H_1, H_2, H_3) и концу распада аустенита (K_1, K_2, K_3 и т. д.) или какой-то заранее принятой степени превращения для каждой из исследуемых температур (t_1, t_2, t_3), перенести на график, на котором по оси абсцисс откладывается время, а по оси ординат – температура, и одноименные точки соединить плавными кривыми. В диаграмме изотермического превращения аустенита (см. рис. 84, б) кривая 1 характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 показывает время, необходимое для полного распада аустенита.

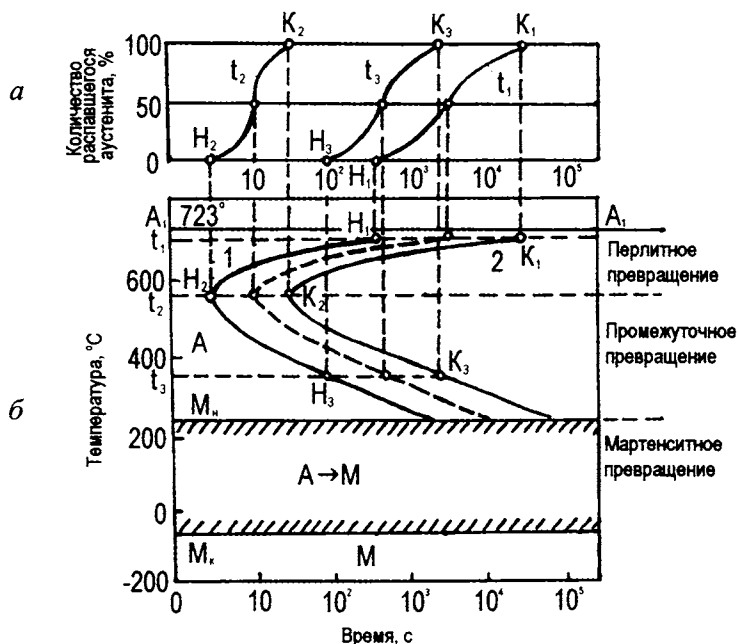


Рис. 84. Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали с 0,8 % С: а – кинетические кривые; б – диаграмма изотермического превращения аустенита

Область, лежащая левее кривой начала распада аустенита (рис. 84, б), определяет продолжительность инкубационного периода; в интервале температур и времени, соответствующих этой области, существует переохлажденный аустенит, практически не претерпевающий заметного распада. Длительность инкубационного периода характеризует устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума (t_2), и далее вновь возрастает (рис. 84, б).

Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняется возрастанием разности свободных энергий (энергии Гиббса) аустенита и образующихся фаз (структурой). При этом, как уже указывалось выше, уменьшается размер критического зародыша, способного к росту, и возрастает количество объемов в исходном аустените, в которых

могут возникнуть зародыши новой фазы. Повышение устойчивости аустенита и уменьшение скорости его превращения при больших степенях переохлаждения вызывается снижением скорости образования и роста новых фаз вследствие замедления процесса диффузии.

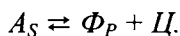
При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже точки M_n (см. рис. 84, б), диффузионные процессы полностью подавляются. При более низких температурах протекает бездиффузионное превращение аустенита в структуру закаленной стали – мартенсит.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области, или ступени превращения (рис. 84, б): перлитную, промежуточного превращения (промежуточного между перлитным и мартенситным превращением) и мартенситную.

Знание этих превращений важно для решения многих практических задач. Перлитное превращение протекает в процессе отжига стали, а мартенситное – при закалке стали. Промежуточное превращение важно для понимания так называемой изотермической закалки стали.

9.4. Перлитное превращение

Перлитное превращение переохлажденного аустенита протекает при температурах 727–500 °С (рис. 84). В процессе превращения происходит полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение и диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию ферритно-цементитной структуры



Аустенит, практически однородный по концентрации углерода, распадается с образованием феррита (почти чистое железо) и цементита, содержащего 6,67 % С, т. е. состоит из фаз, имеющих различную концентрацию углерода (см. рис. 85). Ведущей, в первую очередь, возникающей фазой при этом является карбид (цементит). Его зародыши, как правило, образуются на границах зерен аустенита.

В результате роста частиц этого карбида прилегающий к нему аустенит обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испы-

тывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. При этом пластинки феррита зарождаются на границе с цементитом, который облегчает этот процесс.

Последующий рост ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что затрудняет дальнейшее развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В обогащенном таким образом углеродом аустените зарождаются новые и растут ранее возникшие пластинки цементита. Вследствие этих процессов образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникновения новых и роста имеющихся пластинок феррита. В результате происходит колониальный (совместный) рост пластинок феррита и цементита, образующих перлитную колонию (см.рис. 84). Рост перлитной колонии идет в направлении от границы зерна аустенита, а диффузия углерода происходит через аустенит от феррита к цементиту.

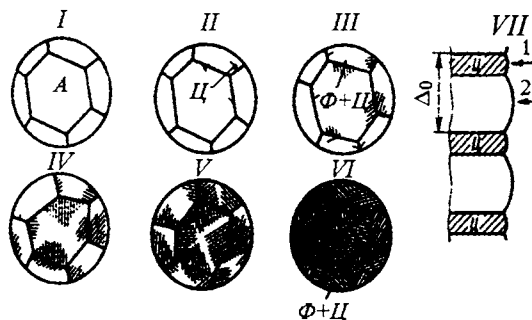


Рис. 85. Схема возникновения и роста перлитного зерна: I - аустенит; II - образование зародыша цементита на границе зерна аустенита; III - образование пластин цементита и феррита; IV - VI - рост и образование новых пластинок цементита и феррита (перлита); VII - перераспределение углерода при образовании перлита; 1 - высокая концентрация углерода - цементит (6,67 % C); 2 - низкая концентрация углерода - феррит (< 0,02 % C)

Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение и их определяют как перлит, сорбит и тростит. Чем больше переохлаждение, тем тоньше получается ферритно-цементитная структура, т. е. меньше межпластинчатое расстояние Δ_0 (рис. 85), равное усредненной сумме толщин двух пластинок феррита и цементита, и выше твердость:

Структура	Перлит	Сорбит	Тростит
Δ_0 , мкм	0,6 – 1,0	0,25 – 0,30	0,10 – 0,15
НВ	180 – 250	250 – 350	350 – 450

Перлит, сорбит и тростит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритно-цементитными структурами, имеющими пластинчатое строение и различающимися лишь степенью дисперсности.

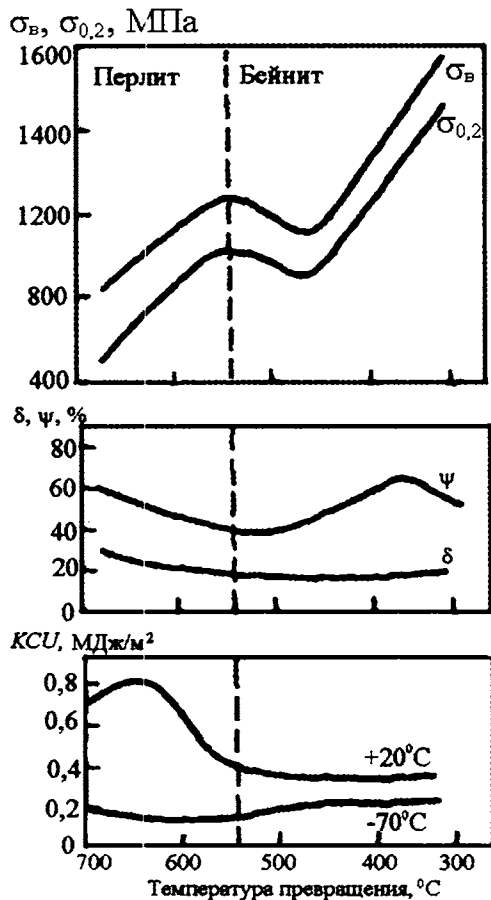


Рис. 86. Зависимость механических свойств стали с 0,8 % С от температуры превращения переохлажденного аустенита

Механические свойства стали со структурами перлита, сорбита и тростита.

Твердость и прочность стали с указанными структурами прямо пропорциональна площади поверхности раздела между ферритом и цементитом, поэтому с увеличением степени дисперсности ферритно-цементитной структуры, т. е. с понижением температуры ее распада, твердость, пределы прочности, текучести и выносливости возрастают (см. рис. 86).

Относительное удлинение и относительное сужение наивысшие у сорбита. При переходе к троститу (более низкой температуре превращения) вязкость (*KCU*) уменьшается.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях.

В этих сталях (рис. 87) в отличие от эвтектоидной стали в верхнем интервале температур сначала выделяются избыточные фазы – феррит в доэвтектоидной стали) или избыточный цементит (в заэвтектоидной стали). Начало выделения избыточного феррита (цементита) на диаграмме изотермического распада отмечается дополнительной кривой (см. рис. 87, б и в). Количество выделяющегося избыточного феррита (или цементита) уменьшается с понижением температуры, и при некоторой степени переохлаждения распад начинается непосредственно с образования зародышей эвтектоида или, точнее, квазиэвтектоида, т. е. структуры эвтектоидного типа, но отличающейся иным составом, чем перлит (эвтектоид).

Увеличение содержания углерода в аустените доэвтектоидной концентрации несколько повышает его устойчивость (кривые изотермической диаграммы сдвигаются вправо (рис. 87).

Для доэвтектоидных сталей появление избыточного феррита в структуре сталей в большинстве случаев не ухудшает свойств сталей. Исключение составляет видманштеттовый феррит (см. рис. 83), который выделяется в литой и перегретой стали в виде игл, имеющих строгую кристаллографическую связь с аустенитом. Такая структура доэвтектоидных сталей является нежелательной, так как ухудшает пластические и вязкие свойства.

Избыточная фаза цементита в заэвтектоидных сталях выделяется в виде тонких пластин по границам аустенитного зерна, образуя карбидную сетку. Это брак инструментальных сталей, приводящий к их резкому охрупчиванию. Как и видманштеттова структура, карбидная сетка исправляется термической обработкой.

раствором замещения. Мартенситное превращение наблюдается в цветных сплавах (медных, титановых и др.), а также в некоторых чистых металлах (Fe, Ti, Co). Хотя мартенситные превращения в разных металлических материалах отличаются по кристаллогеометрии, кинетике и строению образующихся мартенситных кристаллов, они имеют ряд общих закономерностей.

Кристаллическая структура мартенсита в сплавах Fe-C.

Мартенсит является упорядоченным пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20 °С не превышает 0,002 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 %. Атомы углерода занимают октаэдрические поры вдоль оси [001] в решетке α -железа (мартенсита) и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рис. 88, а), в которой один период c больше другого – a . При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы c увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются (рис. 88, б).

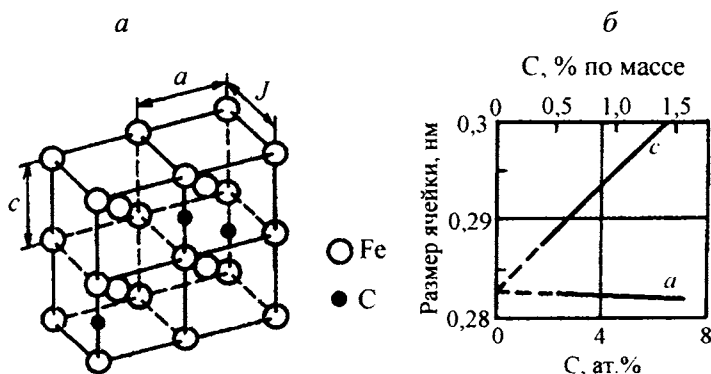


Рис. 88. Кристаллическая структура мартенсита: а – кристаллическая решетка; б – периоды решетки в зависимости от содержания углерода

Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение c/a , т. е. больше тетрагональность решетки.

Отношение $c/a = 1 + 0,046 C$, где C – концентрация углерода в аустените, % по массе.

Механизм мартенситного превращения.

Мартенситное превращение происходит только в том случае, если быстрым охлаждением аустенит переохлажден до низких температур, при которых диффузионные процессы становятся невозможными. Превращение носит бездиффузионный характер, т. е. оно не сопровождается диффузионным перераспределением атомов углерода и железа в решетке аустенита.

Мартенситное превращение осуществляется путем сдвига и не сопровождается изменением состава твердого раствора.

Сдвиговый механизм превращения отличается закономерным кооперативным направленным смещением атомов в процессе перестройки решетки. Отдельные атомы смещаются относительно друг друга на расстояния, не превышающие межатомные, сохраняя взаимное соседство, однако величина абсолютного смещения растет пропорционально удалению от межфазной границы. Это приводит к макроскопическому сдвигу, внешним проявлением которого является микрорельеф на поверхности металлического шлифа (см. рис. 89). В процессе превращения кристаллы мартенсита сопряжены с аустени- том по определенным кристаллографическим плоскостям.

Пока на границе мартенсита и аустенита существует сопряженность решеток (когерентность), скорость образования и роста кристаллов мартенсита очень велика ($\sim 10^3$ м/с). В процессе роста мартенситного кристалла вследствие разности удельных объемов аустенита и мартенсита увеличиваются упругие напряжения в области когерентного сопряжения, что, в конечном счете, приводит к пластической деформации и образованию межфазной границы с неупорядоченным расположением атомов. Сопряженность решеток нарушается и по достижении растущим кристаллом границы зерна (субграницы) или других дефектов кристалла. При нарушении когерентности решеток дальнейший упорядоченный переход атомов из аустенита в мартенсит становится невозможным, и рост кристалла мартенсита прекращается.

Диффузионный переход атомов из кристаллов аустенита в мартенсит при низких температурах невозможен. Дальнейшее превращение протекает в результате образования новых кристаллов мартенсита.

Кинетика мартенситного превращения.

Появление кристаллов мартенсита возможно только при значительных пластических деформациях внутри этих кристаллов. Это

приводит к высокой плотности дефектов внутри них, соизмеримой с плотностью дефектов в холоднодеформированном металле (фазовый наклеп).

Мартенситное превращение в общем случае не удастся подавить быстрым охлаждением, как это может быть при диффузионных превращениях. При переохлаждении до температуры, соответствующей точке M_n , аустенит начинает превращаться в мартенсит. Следовательно, температура, отвечающая точке M_n , соответствует началу мартенситного превращения. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры M_n .

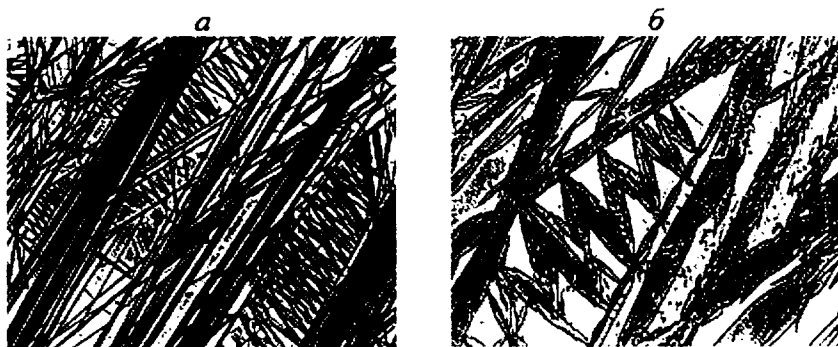


Рис. 89. Микроструктура мартенсита $\times 200$: *а* – тонкопластинчатый мартенсит; *б* – линзовидный мартенсит

Если охлаждение прекратить, то мартенситное превращение практически также остановится. Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от диффузионного перлитного превращения, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки A_1 . Чем ниже температура, тем больше образуется мартенсита. Количество мартенсита при этом возрастает в результате образования все новых и новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших кристаллов, имеющих некогерентную границу. По достижении определенной для каждой стали температуры превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают M_k . Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения и обуслов-

лено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_n и M_s (рис. 90, а). Все легирующие элементы, растворенные в аустените, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_n и M_s (рис. 90, б).

Мартенситное превращение очень чувствительно к напряжениям, а деформация аустенита может вызывать превращение даже при температурах выше M_n (мартенсит деформации).

Кристаллы мартенсита в зависимости от состава стали, а, следовательно, и от температуры своего образования могут иметь различные морфологии и субструктуру. Различают два типа мартенсита – пластинчатый и реечный (см. рис. 91). Пластинчатый мартенсит образуется в высокоуглеродистых сталях, характеризующихся низкой температурой мартенситной точки. В этом случае кристаллы мартенсита состоят в средней своей части из большого числа микродвойников, образующих среднюю зону повышенной травимости, называемую нередко *мидрибом*. На рис. 89 приведена микроструктура такого мартенсита. Его кристаллы представляют собой широкие пластины. В плоскости шлифа они имеют вид игл.

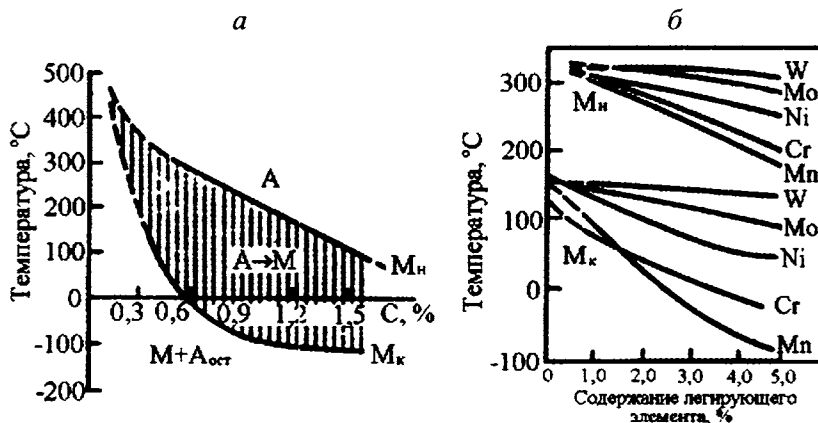


Рис. 90. Влияние содержания углерода (а) и легирующих элементов для стали с 0,1 % углерода (б) на положение мартенситных точек M_n и M_s

Наиболее часто (конструкционные углеродистые и легированные стали) кристаллы мартенсита имеют форму тонких реек (реечный мартенсит), вытянутых в одном направлении. Чаше образуется и

наблюдается пакет из реек (рис. 91). Такой высокотемпературный мартенсит называют *массивным*, в отличие от *игольчатого* (см. рис. 89).

Тонкая структура реечного мартенсита сложна и представляет собой запутанные дислокации высокой плотности ($\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$) при отсутствии двойниковых кристаллов. В легированных сталях нередко внутри мартенситных пакетов между кристаллами мартенсита сохраняются прослойки остаточного аустенита.

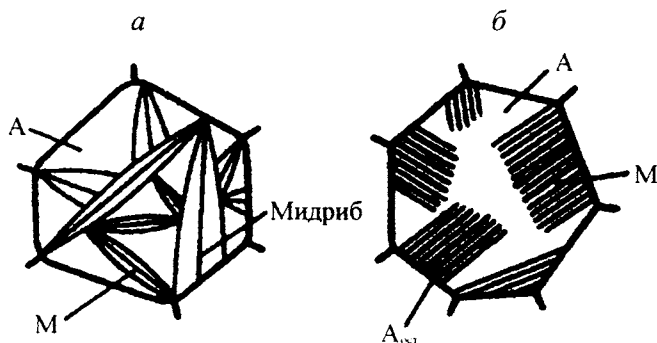


Рис. 91. Схема пластинчатого (игольчатого) (а) и реечного (массивного) (б) мартенсита

Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Они тем крупнее, чем больше зерно аустенита. Первая пластина мартенсита имеет протяженность, соответствующую поперечному размеру зерна аустенита. Кристаллы, образующиеся при более низких температурах, стеснены в своем развитии и имеют меньшие размеры.

Остаточный аустенит

В закаленных сталях, имеющих точку M_k ниже 20°C (а именно в углеродистых сталях, содержащих свыше 0,4–0,5 % С), присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температура и больше легирующих элементов (за исключением Со и Al). В стали с 0,6–1,0 % С количество остаточного аустенита не превышает 10 %, а в стали, содержащей 1,3–1,5 % С, оно достигает 30–50 %.

В некоторых сталях с высоким содержанием углерода и легирующих элементов, например в стали с 1,3 % С и 12 % Сг, количество остаточного аустенита после закалки с высоких температур может

достигать 80–100 %. Это объясняется снижением температуры, соответствующей точке M_n , в область отрицательных температур. При большом количестве остаточного аустенита (20–30 %) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых полей между иглами мартенсита.

Стабилизация аустенита

Если задержать на некоторое время охлаждение при температуре, лежащей ниже температуры, соответствующей точке M_n , например 20 °С, то аустенит, сохранившийся не превращенным при охлаждении до этой температуры, становится более устойчивым. Подобная стабилизация аустенита выражается в том, что при последующем понижении температуры превращение аустенита в мартенсит возобновляется не сразу, а происходит при более низкой температуре и менее интенсивно. Количество образующегося в итоге мартенсита оказывается меньшим, чем при непрерывном охлаждении. Это явление стабилизации проявляется более сильно в интервале температур $M_n - M_k$ и зависит от температуры, при которой задерживалось охлаждение. Температура, ниже которой проявляется этот эффект стабилизации, обозначается M_c . Явление стабилизации иногда объясняют релаксацией напряжений, которые стимулируют мартенситное превращение.

Свойства мартенсита

Характерной особенностью мартенсита являются его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода: в стали с 0,6–0,7 % С твердость мартенсита 65 HRC или 960 HV, что во много раз больше твердости феррита.

Временное сопротивление низкоуглеродистого мартенсита (0,025 % С) составляет 1000 МПа, а при 0,6–0,8 % С достигает 2600–2700 МПа. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению. Мартенсит, содержащий углерода свыше 0,35 – 0,40 %, обладает пониженным сопротивлением зарождению трещины и особенно низким значением вязкости разрушения K_{Ic} . Твердость (прочность) мартенсита обязана образованию пересыщенного углеродом твердого раствора, атмосфер Коттрелла на дислокациях, высокой плотности дислокаций (10^{10} – 10^{12} см⁻²) и большому числу различного рода границ и субграниц, затрудняющих движение дислокаций. Хрупкость мартенсита свя-

зана с образованием атмосфер из атомов углерода на дефектах строения.

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали, и особенно с аустенитом, имеет наибольший удельный объем. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделий или даже появление трещин.

Наибольшее увеличение объема наблюдается у эвтектоидной стали, поэтому она наиболее чувствительна к закалочным трещинам и деформациям.

9.6. Промежуточное (бейнитное) превращение

Природа бейнита. Бейнитное (промежуточное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. В результате промежуточного превращения образуется бейнит, представляющий собой структуру, состоящую из α -твердого раствора, претерпевшего мартенситное превращение и обедненного по углероду, и непревращенного (остаточного) аустенита, обогащенного по углероду. В процессе бейнитного превращения из той и другой фазы могут выделяться карбиды различной дисперсности. Различают структуру верхнего и нижнего бейнита. Верхний бейнит, образующийся обычно в области температур $\sim 500 - 350^\circ\text{C}$, имеет «перистый» вид. Частицы карбидов выделяются не в виде пластинок, как в перлите, а в виде изолированных узких частиц. Нижний бейнит образуется обычно при температурах от 350°C до точки M_n и имеет игольчатое (пластинчатое) строение. Карбидные частицы в нижнем бейните располагаются в пластинках α -фазы.

Механизм промежуточного превращения. Бейнитное (промежуточное) превращение переохлажденного аустенита сочетает в себе элементы перлитного и мартенситного превращений: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное превращение.

Бейнитное превращение протекает при температурах, когда самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов практически невозможны, а диффузия углерода еще достаточно высока. Это и предопределяет особенности бейнитного превращения. В начале это-

го превращения происходит диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к образованию в нем объемов, обогащенных и обедненных углеродом. Участки аустенита с низким содержанием углерода, у которых точка M_n лежит в области температур промежуточного превращения (см. рис. 90), претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение по мартенситному механизму. В объемах аустенита, обогащенных углеродом, если их пересыщение высокое, в процессе изотермической выдержки могут выделяться частицы карбидов, что, естественно, приведет к обеднению этих участков аустенита углеродом и к протеканию в них превращения по мартенситному механизму. Мартенситный механизм образования α -фазы обуславливает ее мартенситную структуру и появление характерного рельефа на поверхности микрошлифов, особенно заметного при образовании нижнего бейнита.

Образующаяся при бейнитном превращении α -фаза (мартенсит) пересыщена углеродом и при том тем сильнее, чем ниже температура превращения. В связи с этим сразу после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, если диффузионная подвижность при данной температуре достаточная, из пересыщенного α -раствора могут выделяться частицы карбидов. Механизм образования верхнего и нижнего бейнита в принципе одинаков. Различие состоит в том, что в области образования верхнего бейнита вначале происходит более значительная дифференциация по концентрации углерода в кристаллах аустенита, что вызывает более сильное обогащение объемов аустенита углеродом и, следовательно, образование более обедненной углеродом α -фазы, поэтому выделение карбидов происходит главным образом из аустенита. Последовательность процессов, происходящих при бейнитном превращении, показана на рис. 92.

При образовании нижнего бейнита, наоборот, обогащение аустенита углеродом обычно сравнительно невелико, а пересыщение α -фазы более значительно, поэтому карбиды выделяются главным образом в кристаллах α -фазы.

Рассматриваемое промежуточное превращение, как и мартенситное, чаще не идет до конца. Нераспавшийся при изотермической выдержке аустенит при последующем охлаждении может в той или иной степени претерпевать мартенситное превращение или сохраняться (остаточный аустенит).

Механические свойства стали с бейнитной структурой. Обра-

зование верхнего бейнита (распад при $\sim 550\text{--}450\text{ }^{\circ}\text{C}$) снижает пластичность стали по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в перлитной области. Твердость и прочность при этом не изменяются или несколько снижаются. Пониженная пластичность верхнего бейнита связана с выделением сравнительно грубых карбидов по границам ферритных зерен.

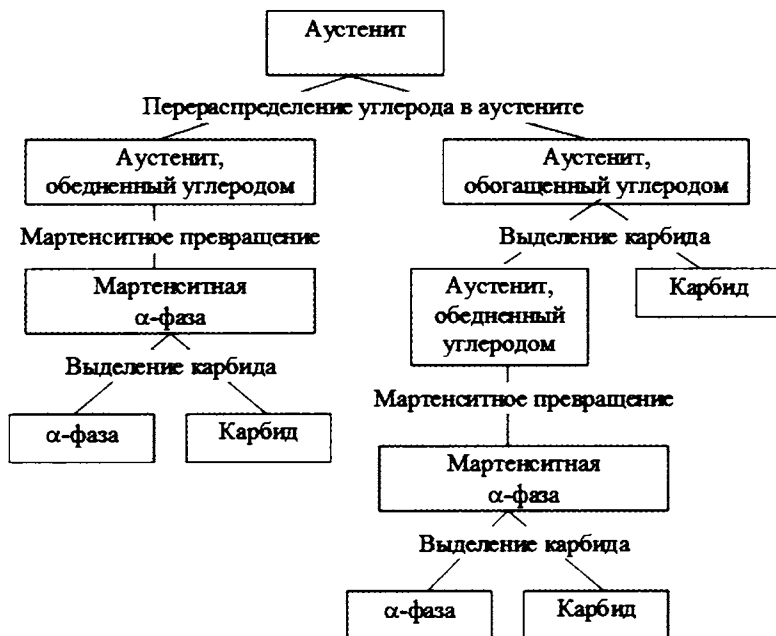


Рис. 92. Возможная схема бейнитного превращения

В результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения наблюдается некоторое повышение прочности, твердости и пластичности.

Нижний бейнит по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области (сорбит, троостит) имеет более высокую твердость и прочность при сохранении высокой пластичности.

Высокие прочностные свойства нижнего бейнита объясняются наличием внедренных атомов углерода и большой плотностью дислокаций в мартенситной α -фазе, а также образованием включений дисперсных карбидов, расположенных в кристаллах этой фазы.

9.7. Изотермическое превращение аустенита в легированных сталях

Рассмотренная диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита справедлива только для углеродистых и низколегированных сталей, содержащих Co, Cu, Ni. Для легированных сталей, у которых в состав аустенита, кроме углерода, входят карбидообразующие элементы, изотермическая диаграмма имеет другой вид (см. рис. 93). У этих сталей на изотермической диаграмме (рис. 93, *а* и *б*) два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответствующих перлитному (диффузионному) и бейнитному (промежуточному) превращениям. Оба превращения разделены областью относительной устойчивости аустенита.

В случае доэвтектоидной или заэвтектоидной легированных сталей на диаграмме изотермического распада переохлажденного аустенита, так же как и углеродистой стали, появляется добавочная линия, соответствующая началу выделения избыточного легированного феррита или карбида. Перлитное превращение в сталях, легированных карбидообразующими элементами, сводится к полиморфному превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ и диффузионному перераспределению углерода и легирующих элементов, что приводит к образованию перлита (легированный феррит + легированный цементит).

Особенность промежуточного превращения в легированных сталях заключается в том, что оно не идет до конца. Часть аустенита, обогащенного углеродом, при изотермической выдержке не распадается и при дальнейшем понижении температуры может лишь частично превратиться в мартенсит или даже не претерпевать этого превращения.

Таким образом, в результате промежуточного превращения легированная сталь приобретает структуру, состоящую из бейнита и некоторого количества мартенсита или нераспавшегося, т. е. остаточного аустенита.

Все легирующие элементы (за исключением кобальта) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и бейнитного превращений и на диаграмме изотермического превращения сдвигают вправо, т. е. в сторону большего времени выдержки, кривые начала и конца распада. Причины высокой устойчивости переохлажденного аустенита в области перлитного превращения многие исследователи связывают с тем, что в результате распада легированного аустенита в перлитной области образуются феррит и

легированный цементит или специальный карбид. Для образования такой ферритно-карбидной структуры между γ -твердым раствором и карбидом должно пройти диффузионное перераспределение не только углерода, но и легирующих элементов. Карбидообразующие элементы переходят в карбиды, а элементы, не образующие карбидов, — в феррит. Замедление распада аустенита в перлитной зоне объясняется малой скоростью диффузии легирующих элементов в аустените и

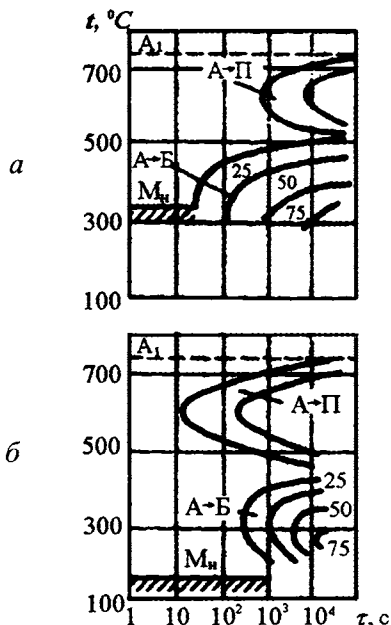


Рис. 93. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (схемы): *а* — с небольшим содержанием углерода; *б* — с высоким содержанием углерода. Цифры у кривых указывают степень превращения, %

уменьшением скорости диффузии углерода под влиянием карбидообразующих элементов. Кроме того, легирующие элементы уменьшают скорость полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, которое находится в основе распада аустенита. В области температур промежуточного превращения переохлажденного аустенита возможна лишь диффузия углерода, а диффузия легирующих элементов исключается, поэтому при распаде аустенита образуются α -раствор и карбид цементитного

типа, имеющие то же содержание легирующих элементов, что и исходный аустенит. Следовательно, для образования бейнита необходима только диффузия углерода без перераспределения концентрации легирующих элементов.

Особенно повышается устойчивость переохлажденного аустенита при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов, например Cr и Ni, Cr и Mo и т. д., и при том в повышенном количестве.

Легирующие элементы влияют неодинаково на устойчивость аустенита в перлитной и промежуточной областях. Чаще в сталях с небольшим содержанием углерода максимальная скорость превращения соответствует промежуточной области (см. рис. 93, а), а в сталях с высоким содержанием углерода – интервалу температур перлитного превращения (рис. 93, б).

9.8. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

Схематические диаграммы, показывающие влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита и на количество структурных составляющих после охлаждения углеродистой эвтектоидной стали, приведены на рис. 94. Чем больше скорость охлаждения и ниже температура распада аустенита, тем дисперснее образующаяся ферритно-цементитная структура подобно тому, как это наблюдалось при изотермическом распаде аустенита. Следовательно, при небольшой скорости охлаждения V_1 образуется перлит, при большей V_2 – сорбит и еще большей V_3 – тростит. Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется. При высоких скоростях охлаждения (см. рис. 94, а, кривая V_4) часть аустенита переохлаждается до точки M_n и превращается в мартенсит. Структура в этом случае состоит из троостита и мартенсита.

При очень большой скорости охлаждения диффузионный распад аустенита становится вообще невозможным и тогда аустенит переохлаждается до точки M_s , и при дальнейшем охлаждении превращается в мартенсит (рис. 94, а, кривая V_5). Превращение аустенита в мартенсит не идет до конца, поэтому в закаленной стали наряду с мартенситом всегда присутствует в некотором количестве остаточный аустенит. Минимальную скорость охлаждения (рис. 94, а, кривая V_k), при которой

весь аустенит переохлаждается до точки M_n и превращается в мартенсит, называют *критической скоростью заковки* – $V_k, ^\circ\text{C}/\text{с}$

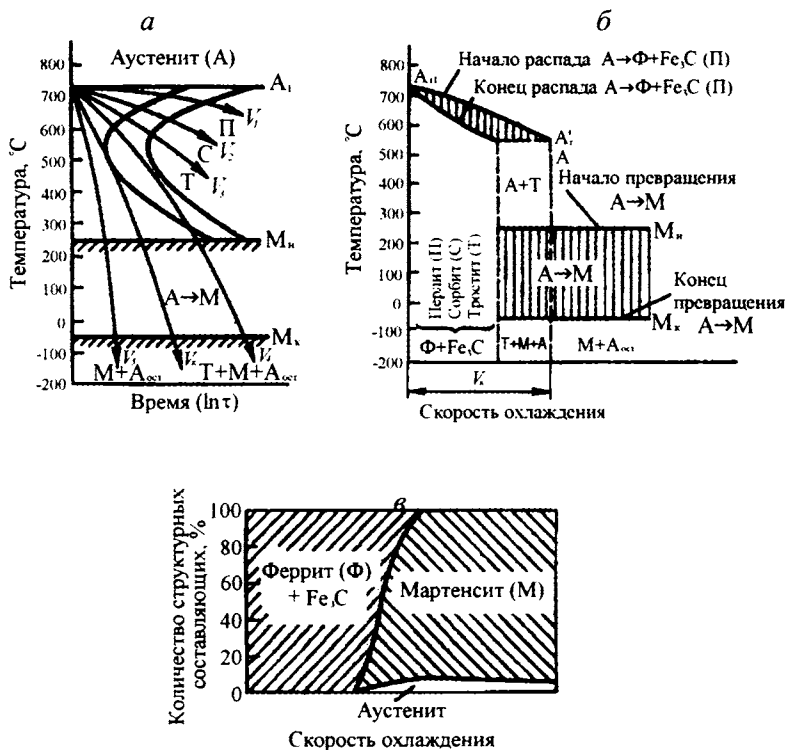


Рис. 94. Наложение кривых охлаждения (а) на диаграмму изотермического распада аустенита, схема влияния скорости охлаждения на температуру превращения аустенита (б) и количество структурных составляющих (в) в эвтектоидной стали

Критическая скорость заковки неодинакова для разных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой его составом. Чем больше его устойчивость, тем меньше критическая скорость заковки. Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость заковки ($800\text{--}200\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$). Наименьшей критической скоростью обладает эвтектоидная сталь. Чем крупнее зерно аустенита и чем больше его однородность, тем выше была устойчивость переохлажденного аустенита и меньше критическая скорость заковки. Легирующие элементы, по-

вышая устойчивость аустенита, снижают критическую скорость закали. Например, при введении 1 % Сг в сталь с 1 % С критическая скорость закали уменьшается в 2 раза, а при введении 0,4 % Мо критическая скорость закали снижается с 200 до 50 °С/с. Сильно снижают критическую скорость закали марганец и никель, в меньшей степени ее снижает вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость закали снижается до 20 °С/с и ниже. Кобальт является единственным легирующим элементом, понижающим устойчивость аустенита и повышающим критическую скорость закали.

Критическая скорость охлаждения зависит от всех факторов, влияющих на скорость распада аустенита. Факторы, увеличивающие стойкость переохлажденного аустенита против распада, т.е. сдвигающие С-кривые вправо, увеличивают прокаливаемость (при сдвиге С-кривой вправо касательная к ней располагается под меньшим углом). С понижением критической скорости закали или увеличением скорости охлаждения прокаливаемость будет возрастать.

9.9. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита

Диаграммы изотермического распада аустенита могут только приближенно характеризовать превращения, протекающие при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раза больше, чем при изотермическом распаде. Отсюда в первом приближении критическая скорость закали (°С/с) может быть определена по формуле

$$V_k = A_1 - t_{min} / 1,5 \cdot \tau_{min},$$

где A_1 – температура, соответствующая равновесной точке (727 °С); t_{min} – температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита; τ_{min} – время минимальной устойчивости аустенита в перлитной области.

Для разработки технологии термической обработки используют кроме диаграмм изотермического распада аустенита, необходимых для различных изотермических методов обработки, термокинетические диаграммы. По этим диаграммам можно получить точные данные о температурных интервалах протекания фазовых превращений при непрерывном охлаждении и об образующихся при этом структурных составляющих. Термокинетические диаграммы также строят

в координатах температура – время на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры начала и конца перлитного и промежуточного превращений и соответственно области этих превращений (см. рис. 95).

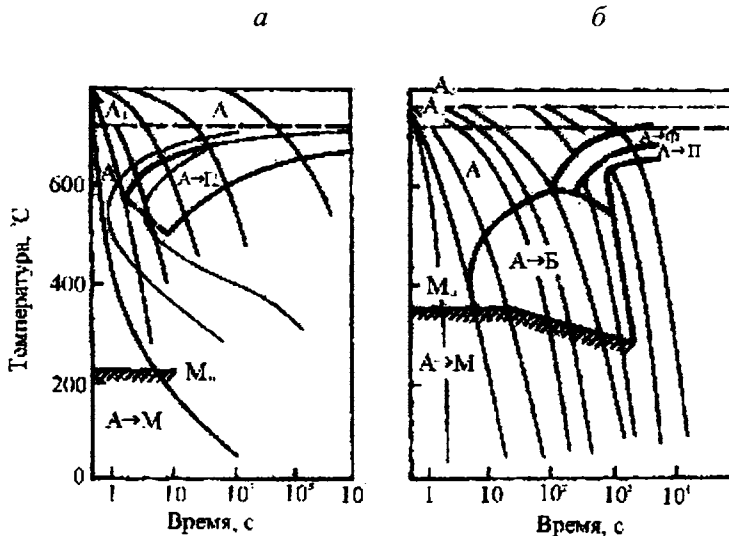


Рис. 95. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита: *а* – эвтектоидная сталь; *б* – доэвтектоидная легированная сталь с 0,39 % C, 1 % Cr, 0,15 % Mo. Тонкие линии на диаграмме для эвтектоидной стали соответствуют диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита

Эти диаграммы показывают, что при малых скоростях охлаждения в углеродистой стали протекает только диффузионный распад аустенита с образованием ферритно-цементитной структуры различной степени дисперсности (перлит, сорбит, тростит). При высоких скоростях охлаждения (выше V_k) диффузионный распад аустенита подавляется и аустенит претерпевает только мартенситное превращение. В легированной стали существует область промежуточного превращения, где аустенит претерпевает распад с образованием бейнита (рис. 95, б). Повышение скорости охлаждения подавляет перлитное превращение и приводит к образованию бейнита. Промежуточное превращение не идет до конца, и поэтому после охлаждения наряду с

бейнитом всегда будут присутствовать мартенсит и остаточный аустенит. Для получения мартенситной структуры охлаждение должно происходить со скоростью выше критической, когда перлитное и бейнитное превращения становятся невозможными.

9.10. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)

Термическую обработку, заключающуюся в нагреве закаленной стали до температуры ниже точки A_{c1} , называют *отпуском*.

Структура закаленной стали – мартенсит и остаточный аустенит – являются неравновесными фазами. Кроме того, мартенсит имеет высокую плотность дефектов. Поэтому при нагреве закаленной стали идут два взаимосвязанных процесса – распад пересыщенных твердых растворов и возврат и рекристаллизация матрицы. Эти процессы взаимосвязаны и оказывают влияние друг на друга. В частности, высокая плотность дефектов в мартенсите позволяет дисперсным частицам выделяться при более низких температурах и равномерно распределяться в матрице. С другой стороны, закрепление дефектов дисперсными частицами сохраняет их высокую плотность до высоких температур. Распад мартенсита и остаточного аустенита идет по диффузионному механизму, и поэтому скорость процесса в основном обусловлена температурой нагрева. Из указанных фаз при нагреве в первую очередь начинает распадаться мартенсит.

Распад мартенсита (первое превращение при отпуске).

На первой стадии превращения, протекающего при температуре ниже 200 °С, в кристаллах мартенсита образуются карбиды. На образование частиц этих карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, непосредственно окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода в этих участках резко уменьшается, тогда как более удаленные участки сохраняют исходную концентрацию углерода, полученную после закалки.

Таким образом, после нагрева до низких температур (ниже 150 °С) в стали наряду с частицами выделившихся карбидов одновременно присутствуют два α -твердых раствора (мартенсита) с более высокой (исходной) и низкой концентрацией углерода. В связи с этим данный тип распада мартенсита называют двухфазным.

При температурах меньше 200 °С скорость диффузии мала, по-

этому образующиеся частицы карбидов не увеличиваются, и распад мартенсита сопровождается зарождением новых частиц карбида обычно на границах кристаллов мартенсита и в местах с повышенной плотностью дефектов.

Выделяющиеся карбидные частицы имеют форму тонких пластинок толщиной несколько атомных слоев и длиной несколько десятков нанометров. Пластинки карбида когерентны с решеткой α -раствора (рис. 96). Вследствие того, что удельные объемы карбида и α -раствора различны, между ними возникают сильные микроискажения кристаллических решеток обеих фаз.

Вторая стадия распада мартенсита протекает при температуре 200–350 °С. На этой стадии продолжают выделяться карбиды из мартенсита и, следовательно, он обедняется углеродом.

При этих температурах отпуска диффузия углерода возрастает и кристаллы карбидов укрупняются в результате притока атомов углерода из областей твердого раствора (мартенсита) с повышенной концентрацией углерода. Поэтому, в конечном счете, концентрация углерода в кристаллах мартенсита оказывается близкой к однородной.

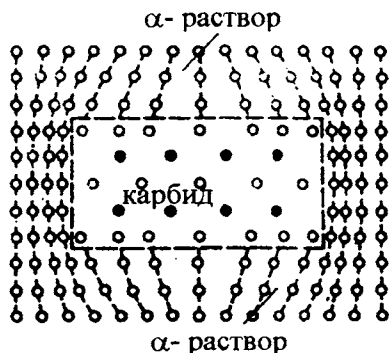


Рис. 96. Схема возникновения искажений решетки при образовании зародыша карбида внутри кристаллика α -твердого раствора. Решетки карбида и α -фазы связаны между собой (когерентны). Белые кружочки – атомы железа, черные – атомы углерода

Частицы карбидов, образующиеся при низкотемпературном отпуске, по кристаллографическому строению и составу отличаются от цементита. В мартенсите после низкотемпературного отпуска при-

существует гексагональный ε -карбид (Fe_xC – вероятно, Fe_2C). Образование ε -карбида при отпуске вместо более стабильного цементита объясняется тем, что на границе α -раствора и ε -карбида сопряжение решеток лучше, а следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе мартенсита и цементита, и поэтому возникновение критического зародыша этого карбида требует меньшей флуктуации энергии.

При низкотемпературном отпуске легированных сталей не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, и поэтому выделяющиеся частицы карбидов имеют такое же среднее содержание легирующих элементов, как и в мартенсите.

Структуру, образующуюся в результате распада мартенсита при температурах ниже 350°C , называют *отпущенным мартенситом*, который отличается от мартенсита закалки меньшей концентрацией в нем углерода и включением дисперсных кристалликов ε -карбида, когерентно связанных с решеткой мартенсита. Содержание углерода в отпущенном мартенсите определяется температурой и продолжительностью нагрева, а также составом исходного мартенсита. Чем выше температура отпуска, тем меньше содержание углерода в твердом растворе (мартенсите). С увеличением длительности нагрева при этих температурах сначала наблюдается интенсивное выделение углерода, а затем процесс замедляется и при больших выдержках практически прекращается.

Обеднение раствора углеродом приводит к тому, что степень его тетрагональности (c/a) постепенно уменьшается и при температуре $300\text{--}350^\circ\text{C}$ становится практически равной единице, как в кубической решетке. Это свидетельствует о том, что количество углерода, остающегося в α -твердом растворе (мартенсите), приближается к равновесному. Однако решетка α -раствора остается упругоискаженной и отличается повышенной плотностью дефектов строения. Распад мартенсита при отпуске сопровождается уменьшением объема.

Легирующие элементы оказывают незначительное влияние на распад мартенсита только при температурах ниже 200°C . При более высоких температурах введение в сталь Cr, Mo, W, V, Si и Ti сильно тормозит процессы распада мартенсита, образования и роста частиц карбидов. Это имеет большое практическое значение. Если в углеродистой и низколегированной стали состояние отпущенного мартенсита, обладающего высокой твердостью, сохраняется лишь до

250–350 °С, то в высоколегированной стали такое состояние сохраняется до 450–500 °С и выше.

Превращение остаточного аустенита (второе превращение при отпуске). При отпуске высокоуглеродистых и многих легированных среднеуглеродистых сталей, содержащих повышенное количество остаточного аустенита, при температуре 200–300 °С происходит его распад. Механизм распада остаточного аустенита, по-видимому, близок к механизму бейнитного превращения переохлажденного аустенита. В результате превращения остаточного аустенита образуются те же фазы, т. е. обедненный углеродом мартенсит и частицы карбидов, что и при отпуске закаленного мартенсита при той же температуре, но структурное состояние продуктов распада отличается от состояния продуктов, получаемых при превращении мартенсита.

Большинство легирующих элементов не только увеличивает количество остаточного аустенита в закаленной стали из-за снижения температуры M_n , но и повышает температурный интервал его распада при отпуске. В некоторых высоколегированных сталях, например, в быстрорежущих, которые содержат 25–35 % остаточного аустенита, распад его протекает после отпуска при температуре 500–600 °С.

Снятие внутренних напряжений и карбидное превращение (третье превращение при отпуске). При температуре 350–400 °С полностью завершается процесс выделения углерода из α -раствора (мартенсита), происходит нарушение когерентности и обособление решеток феррита и карбида, связанное с одновременным протеканием карбидного превращения, в результате которого образуется цементит $Fe_2C \rightarrow Fe_3C$.

Кроме того, изменяются размеры и форма карбидных частиц (она приближается к сфероидальной). Наряду с карбидными превращениями при этих температурах отпуска также происходит изменение структуры – полигонизация α -фазы и релаксация макро- и микронапряжений, возникающих при закалке в процессе мартенситного превращения. Образующуюся после отпуска при 350–400 °С структуру обычно называют *трооститом отпуска*.

Коагуляция карбидов. Повышение температуры отпуска до 500 °С и выше в углеродистых и во многих низко- и среднелегированных сталях не вызывает изменения фазового состава. Однако с

повышением температуры изменяется микроструктура; протекает процесс коагуляции и сфероидизации карбидов.

Коагуляция карбидов в процессе отпуска происходит вследствие переноса атомов углерода через α -твердый раствор, при этом происходит растворение более мелких и рост более крупных частиц карбидов при обеднении углеродом α -твердого раствора. Структуру стали после высокого отпуска называют *сорбитом отпуска*.

Частицы карбидов в структуре троостита или сорбита отпуска в отличие от троостита и сорбита, полученных в результате распада переохлажденного аустенита, имеют зернистое, а не пластинчатое строение. Образование зернистых структур улучшает многие свойства стали. При одинаковой твердости, временном сопротивлении и пластичности сталь с зернистой структурой имеет более высокие значения предела текучести, относительного сужения и ударной вязкости.

В результате коагуляции размер частиц карбидов становится $\sim 10 \cdot 10^{-5}$ мм, тогда как после отпуска при 400–450 °С он составляет $3 \cdot 10^{-5}$ мм (троостит отпуска). При температурах, близких к точке A_1 , образуется еще более грубая ферритно-карбидная структура (диаметр карбидных частиц $\sim 30 \cdot 10^{-5}$ мм), называемая *зернистым перлитом* (зернистым цементитом).

Легирующие элементы Mo, W, V, Cr замедляют процесс коагуляции, поэтому после отпуска при одинаковой температуре сталь, легированная этими элементами, сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц, соответственно большую прочность. При указанных высоких температурах становится возможной диффузия и легирующих элементов, которая приводит к их перераспределению между ферритом и цементитом. Карбидообразующие элементы (Mo, W, Cr) диффундируют из феррита в цементит, некарбидообразующие (Ni, Co, Si) – из цементита в феррит. Обогащение цементита легирующими элементами до предела насыщения приводит к его превращению в специальный карбид ($M_{23}C_6$, M_7C_3), который образуется в тех самых местах, где ранее были частицы цементита (превращение «на месте»). Карбиды типа MC и M_2C образуются путем зарождения карбида в твердом растворе с последующим выделением. Это требует перераспределения углерода между твердым раствором и карбидной фазой, выделение из твердого раствора карбидов MC, M_2C нередко вызывает повышение твердости – дисперсное упрочнение.

Влияние отпуска на механические свойства. Распад мартенсита при отпуске влияет на все свойства стали. При низких температурах отпуска (до 200–250 °С) уменьшается склонность стали к хрупкому разрушению. В случае низкотемпературного отпуска твердость закаленной и отпущенной стали мало зависит от содержания в ней легирующих элементов и определяется в основном содержанием углерода в α -растворе (мартенсите). В связи с этим высокоуглеродистые стали, имеющие высокую твердость после закалки, сохраняют ее (более высокое содержание углерода в мартенсите) и после отпуска при температурах до 200–250 °С. Прочность и вязкость стали при низких температурах отпуска несколько возрастает вследствие уменьшения макро- и микронапряжений и изменения структурного состояния. Повышение температуры отпуска от 200–250 до 500–600 °С заметно снижает твердость, временное сопротивление, предел текучести и повышает относительное удлинение, сужение (см. рис. 97, а) и трещиностойкость K_{Ic} .

Все легированные стали, особенно содержащие карбидообразующие элементы, после отпуска при одинаковых температурах обладают более высокой твердостью, чем углеродистые, что связано с замедлением процессов распада мартенсита, образования и коагуляции карбидов. В сталях, содержащих большое количество таких элементов, как хром, вольфрам или молибден, в результате отпуска при высоких температурах (500–600 °С) наблюдается даже повышение твердости, связанное с выделением в мартенсите частиц специальных карбидов, повышающих сопротивление пластической деформации (дисперсное упрочнение).

Хрупкость при отпуске легированных сталей. При отпуске (250–400 и 500–550 °С) некоторых легированных сталей снижается ударная вязкость. Такое снижение вязкости получило название *отпускной хрупкости*. В легированной стали возникают два вида отпускной хрупкости (рис. 97, б).

Первый вид отпускной хрупкости, называемой *необратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью I рода, наблюдается в результате отпуска при 250–400 °С. Этот вид хрупкости присущ в той или другой мере всем сталям. Отличительной способностью хрупкости I рода является ее необратимый характер; повторный отпуск при той же температуре не улучшает вязкости. Хрупкость этого вида

устраняется нагревом до температуры выше 400 °С, снижающим, однако, твердость. Последующий нагрев при 250–400 °С не снижает ударную вязкость.

Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом. Хрупкое состояние обусловлено возникновением объемно-напряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита и выделением когерентных пластинчатых карбидов по границам зерен. В связи с этим отпуск в области температур наиболее интенсивного развития хрупкости I рода не проводят.

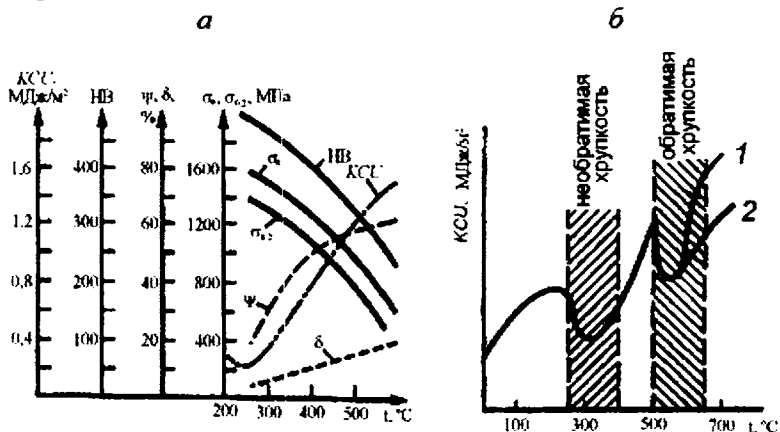


Рис. 97. Влияние отпуска на механические свойства закаленной стали с 0,45 % С (а) и изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска с последующей скоростью охлаждения (б): 1 – быстрое охлаждение после отпуска; 2 – медленное охлаждение после отпуска

Второй вид отпускной хрупкости, называемой *обратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью II рода, наблюдается в некоторых сталях определенной легированности после отпуска при 500 – 550 °С. При развитии хрупкости II рода происходит сильное уменьшение ударной вязкости и, что самое главное, повышение порога хладноломкости. В стали в состоянии хрупкости II рода уменьшается работа зарождения трещины и особенно ее распространение. Этот вид хрупкости не возникает, если охлаждение с температуры отпуска выше 550 °С проводят быстро, например, в воде (рис. 97. б). При

быстром охлаждении излом волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения получается хрупкий кристаллический излом.

Существенным признаком хрупкости II рода является ее обратимость. Хрупкость, возникшая в результате отпуска при 500–550 °С, может быть устранена повторным отпуском при 600–650 °С с последующим быстрым охлаждением. Она может быть вызвана вновь дополнительным отпуском определенной длительности при 500–550 °С.

Хрупкость II рода наиболее часто наблюдается в сталях, содержащих повышенное количество фосфора, марганца, кремния, хрома или же при одновременном введении в сталь хрома и никеля или марганца. Молибден или вольфрам в небольшом количестве (0,2–0,4 % Мо или 0,5–0,7 % W) значительно уменьшают склонность стали к отпускной хрупкости.

Появление хрупкости II рода наиболее вероятно связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов к границе зерна и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами без выделения избыточных мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфидов и т. д.). Особенно значительное влияние оказывает обогащение пограничных зон фосфором, снижающим работу образования межзеренных трещин, что приводит к развитию отпускной хрупкости. Леггирующие элементы хром, марганец, никель повышают содержание фосфора в приграничных объемах, а молибден и вольфрам, наоборот, снижают, уменьшая склонность стали к отпускной хрупкости.

9.11. Термическое и деформационное старение углеродистой стали

Под старением понимают изменение свойств стали, протекающее во времени без заметного изменения микроструктуры. Этот процесс происходит главным образом в низкоуглеродистых сталях. При старении за счет скопления атомов углерода (азота) на дислокациях (атмосфера Коттрелла) или выделения избыточных фаз из феррита (карбидов, нитридов) повышаются прочность, порог хладноломкости и снижается сопротивление хрупкому разрушению.

Известны два вида старения стали: термическое и деформационное (механическое).

Термическое старение. Оно протекает в результате изменения растворимости углерода и азота в α -железе в зависимости от температуры.

При ускоренном охлаждении с 650–700 °С (как, например, при сварке, охлаждении тонкого листа после прокатки и т. д.) в низкоуглеродистой стали задерживается выделение третичного цементита и при нормальной температуре фиксируется пересыщенный α -раствор (феррит). При последующей выдержке стали при нормальной температуре (естественное старение) или при повышенной температуре 50–150 °С (искусственное старение) происходит образование атмосфер Коттрелла или распад твердого раствора с выделением третичного цементита (ε -карбида) в виде дисперсных частиц. Старение технического железа (стали) может быть связано также и с выделением из твердого раствора частичек нитрида Fe_{16}N_2 или Fe_4N .

Термическое старение заметно протекает в низкоуглеродистых сталях. При более высоком содержании углерода вследствие зародышевого воздействия большого количества цементитных частиц, образовавшихся при перлитном превращении, самостоятельного выделения третичного цементита не наблюдается.

Деформационное (механическое) старение. Этот процесс протекает после пластической деформации, если она происходит при температуре ниже температуры рекристаллизации и особенно при 20 °С. Деформационное старение развивается в течение 15–16 суток при 20 °С и в течение нескольких минут при 200–350 °С.

При деформационном старении основное упрочнение, вероятно, связано с образованием атмосфер Коттрелла (скоплением атомов внедрения на дислокациях), что затрудняет их движение. При нагреве деформированной стали возможно образование частиц карбидов и метастабильной нитридной фазы Fe_{16}N_3 или стабильного нитрида Fe_4N .

В сталях возможно термдеформационное старение, т. е. одновременное протекание термического и деформационного старений. Старение отрицательно сказывается на эксплуатационных и технологических свойствах многих сталей. Оно может протекать в строительных и мостовых сталях, подвергаемых пластической деформации при гибке, монтаже и сварке, и, усиливаясь охрупчиванием при низких температурах, явиться причиной разрушения конструкции. Раз-

витие деформационного старения резко ухудшает штампуемость листовой стали, поэтому многие углеродистые стали подвергают обязательно испытаниям на склонность их к деформационному старению. Склонность стали к старению снижается при модифицировании ее алюминием, титаном или ванадием.

ГЛАВА 10. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

10.1. Отжиг стали

Отжигом называется термическая обработка, в процессе которой производится нагрев деталей из стали до требуемой температуры с последующей выдержкой и медленным охлаждением в печи для получения однородной, равновесной, менее твердой структуры, свободной от остаточных напряжений.

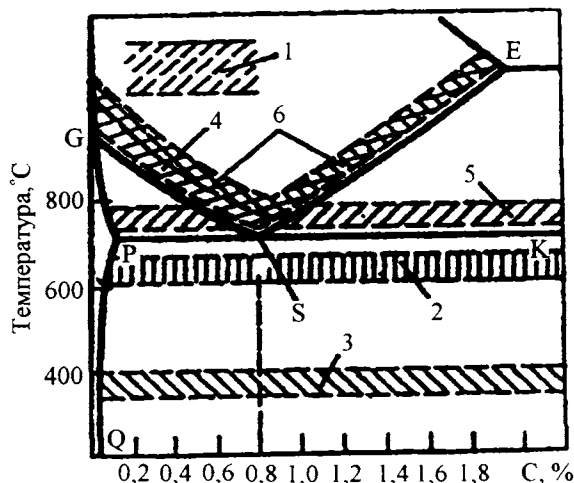


Рис. 98. Температура нагрева стали при отжиге и нормализации:

1 — диффузионный отжиг; 2 — рекристаллизационный отжиг; 3 — отжиг для снятия напряжений; 4 — полный отжиг; 5 — неполный отжиг; 6 — нормализация; 1 — 3 — отжиг I рода; 4 — 6 — отжиг II рода

На практике используют два принципиально различных вида отжига: отжиг I рода и отжиг II рода.

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и

температуры нагрева может быть: гомогенизационным, рекристаллизационным и отжигом для снятия внутренних напряжений (рис. 98).

Особенностью всех разновидностей отжига I рода является то, что все они не связаны с фазовыми превращениями в твердом состоянии стали и протекают независимо от того, идут при этом фазовые превращения или нет.

Гомогенизационный (диффузионный) отжиг применяют для устранения химической неоднородности, возникающей при кристаллизации металла. Этому отжигу подвергают слитки и отливки из легированной стали для устранения дендритной (или внутрикристаллитной ликвации), которая повышает склонность стали при обработке давлением к трещинообразованию, анизотропии свойств и возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (тонкие внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде белых пятен).

Нагрев при диффузионном отжиге проводят до максимально высоких температур, так как при этом наиболее интенсивно происходят диффузионные процессы, необходимые для выравнивания состава стали в объеме. Обычно для легированных сталей температуру гомогенизационного отжига выбирают в интервале 1050–1250 °С. Так как диффузионные процессы наиболее интенсивно протекают в начале выдержки и их интенсивность с течением времени выдержки заметно снижается, то применение длительных выдержек при гомогенизации нецелесообразно. Это обусловлено также необходимостью экономии электроэнергии и увеличения производительности печей. Обычно на практике выдержка при гомогенизационном отжиге составляет не более 15–20 ч. После выдержки детали охлаждают вместе с печью до 800–820 °С, а затем проводится охлаждение на воздухе. В результате диффузионного отжига получается крупное зерно, которое устраняется при обработке давлением или последующей термической обработке.

Рекристаллизационный отжиг заключается в нагреве холоднодеформированной стали выше температуры начала рекристаллизации, выдержке при этой температуре и последующем медленном охлаждении.

Рекристаллизационный отжиг применяют для устранения наклепа после холодной пластической деформации. При проведении

этого отжига главным процессом является рекристаллизация металла.

Рекристаллизационный отжиг используют в промышленности как первоначальную операцию перед холодной обработкой давлением (для придания материалу наибольшей пластичности), как промежуточный процесс между операциями холодного деформирования (для снятия наклепа) и как окончательную термическую обработку для придания полуфабрикату или изделию требуемых свойств.

Для углеродистых сталей (0,08 – 0,20 % C), подвергаемых прокатке, штамповке, волочению, применяют температуру отжига в интервале 680–700 °С. Для высокоуглеродистой легированной хромистой и хромоникелевой стали применяют отжиг при температуре 680–740 °С в течение 0,5–1,5 ч.

Отжиг для снятия внутренних напряжений проводят с целью уменьшения остаточных напряжений, образовавшихся в металле при ковке, литье, сварке, способных вызвать коробление и разрушение детали. Главным процессом, проходящим при отжиге для снятия внутренних напряжений, является полная или частичная релаксация остаточных напряжений. Этот процесс протекает вследствие того, что при определенной температуре отжига предел текучести стали становится ниже остаточных напряжений и происходит пластическая деформация, в результате которой остаточные напряжения уменьшаются до значений предела текучести. При напряжениях ниже предела текучести снятие напряжений идет за счет ползучести.

На практике отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят в температурном интервале 160–700 °С с последующим медленным охлаждением.

Отжиг II рода – термическая обработка, заключающаяся в нагреве стали до температур выше критических точек A_{c1} или A_{c3} , выдержке и, как правило, в последующем медленном охлаждении. Отжиг II рода основан на прохождении фазовых превращений в твердом состоянии – превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ – и поэтому часто называется фазовой перекристаллизацией. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно и устраняется видманштеттовая структура, строчечность и другие неблагоприятные структуры стали.

В большинстве случаев отжиг II рода является подготовительной термической обработкой – в процессе отжига снижается твердость и прочность, что облегчает обработку резанием средне- и высо-

коуглеродистых сталей. Неполный отжиг инструментальных сталей предшествует окончательной термической обработке.

В некоторых случаях (например, для многих крупных ответственных отливок) отжиг II рода является окончательной термической обработкой.

Существуют следующие разновидности отжига стали: полный, неполный и изотермический.

Полный отжиг применяется для доэвтектоидных сталей и состоит в нагреве стали на 30–50 °С выше точки A_{c3} , выдержке при этой температуре до полной перекристаллизации стали и медленном охлаждении (см. рис. 98). При таком отжиге образуется мелкое аустенитное зерно, из которого при охлаждении формируется равномерная мелкозернистая феррито-перлитная структура, поэтому полный отжиг обычно применяют с целью измельчения зерна. Кроме того, полным отжигом устраняют два порока структуры доэвтектоидной стали – видманштеттов феррит и строчечность.

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали. Легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются при отжиге значительно медленнее (со скоростью 30–100 °С/ч), чем углеродистые (со скоростью 100–200 °С/ч). После распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение можно ускорить и проводить даже на воздухе. Если полный отжиг предназначен для снятия напряжений, медленное охлаждение с печью проводится до комнатной температуры.

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (выше A_{c1} , но ниже A_{c3}). Этот вид отжига для доэвтектоидных сталей применяют ограниченно и в основном для улучшения их обрабатываемости резанием, так как в результате частичной перекристаллизации стали избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит. Неполный смягчающий отжиг позволяет сэкономить время и снизить стоимость обработки.

Неполный отжиг широко применяется для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. При неполном отжиге проводится нагрев до температур немного выше (на 10–30 °С) точки A_1 , что приводит к удалению карбидной сетки, практически полной перекристаллизации стали и получению зернистой (сфероидальной) формы

перлита вместо обычной пластинчатой, поэтому такой отжиг называется *сфероидизирующим*.

Для сфероидизирующего отжига характерен узкий температурный «интервал отжигаемости» (750–780 °C); у сталей, близких к эвтектоидному составу, интервал отжигаемости особенно узок (740–750 °C). Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770–820 °C).

Конечная структура стали зависит от скорости охлаждения и температуры сфероидизирующего отжига. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров возрастают глобулы карбида при распаде аустенита. Регулируя скорость охлаждения, можно получать структуры глобулярного перлита от точечного до крупнозернистого. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твердостью.

Сфероидизирующему отжигу подвергают углеродистые и легированные инструментальные и шарикоподшипниковые стали.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием.

Изотермический отжиг применяют для улучшения обрабатываемости легированных сталей. Он состоит в нагреве на 30–50 °C выше A_{c3} (как и при полном отжиге) и сравнительно быстром охлаждении до температуры ниже A_{r1} (обычно 660–680 °C), изотермической выдержке при этой температуре для получения равновесной перлитной структуры и последующем охлаждении на воздухе.

Такой изотермический отжиг позволяет значительно сократить длительность процесса перекристаллизации, особенно для легированных сталей, которые для требуемого снижения твердости приходится охлаждать очень медленно при полном отжиге. Кроме того, при изотермическом отжиге обеспечивается получение более однородной феррито-перлитной структуры стали. Изотермический отжиг – более стабильный процесс; при его проведении легче поддерживать температуру на заданном уровне, чем регулировать скорость охлаждения при проведении полного отжига.

Изотермическому отжигу чаще всего подвергают поковки (штамповки) и сортовой прокат небольших размеров из легированной цементируемой стали.

Пружинную (канатную) проволоку из стали, содержащую 0,65–0,9 % С, перед холодным волочением подвергают изотермической обработке, которая называется *патентированием*. При патентировании проволоку подвергают высокотемпературной аустенитизации (нагрев до температуры на 150–200 °С выше A_{c3}) для получения однородного аустенита, а затем пропускают через расплавленную соль с температурой 450–550 °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластинчатый троостит или сорбит. Такая структура позволяет при холодной протяжке получать большие обжатия (более 75 %) без обрывов. После заключительного холодного волочения получается проволока с высокой прочностью (σ_b от 2000 до 2250 МПа).

Если при проведении отжига охлаждение после нагрева и выдержки проводится на воздухе, то такой процесс называется нормализационным отжигом или *нормализацией*.

При нормализации сталь нагревают до температуры на 30–50 °С выше линии GSE и охлаждают на воздухе. Ускоренное по сравнению с обычным отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита, поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (сорбит). Кроме того, при нормализации частично подавляется выделение избыточных фаз (феррита в доэвтектоидной стали и цементита в заэвтектоидной стали) и, следовательно, образуется квазиэвтектоид. В результате прочность стали после нормализации становится больше прочности после отжига.

Нормализацию применяют чаще всего в следующих случаях: как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием; для устранения пороков и общего улучшения структуры стали перед закалкой.

Таким образом, назначение нормализации как промежуточной операции аналогично назначению отжига. Но так как нормализация выгоднее отжига, то ее всегда следует предпочесть отжигу, если оба эти вида обработки дают одинаковые результаты.

Но нормализация как операция смягчения стали не всегда может

заменить отжиг. Так как склонность аустенита к переохлаждению растет с увеличением содержания в нем углерода и легирующих элементов, то разница в свойствах после отжига и после нормализации будет существенно зависеть от состава стали, поэтому нормализацию широко применяют вместо смягчающего отжига для малоуглеродистых сталей, в которых аустенит слабо переохлаждается, но она не может применяться для смягчения высокоуглеродистых сталей, которые весьма ощутимо упрочняются при охлаждении на воздухе из-за высокой устойчивости аустенита.

В заэвтектоидных сталях нормализация позволяет устранить грубую сетку вторичного цементита за счет того, что растворившийся при нагреве выше A_{cm} цементит при последующем ускоренном охлаждении в процессе нормализации стали не успевает вновь образовать грубую сетку цементита. Это заметно улучшает свойства стали.

Нормализацию используют и как окончательную термическую обработку средне- и высокоуглеродистых доэвтектоидных сталей, если требования к свойствам этих сталей умеренные и для них не обязательна закалка с высоким отпуском.

10.2. Закалка стали

Целью закалки является получение высокой твердости, а поскольку высокой твердостью обладает структура мартенсита, следовательно, при закалке желательно получение мартенситной структуры. В зависимости от температуры нагрева закалку называют полной и неполной. При *полной* закалке сталь переводят в однофазное аустенитное состояние, т.е. при полной закалке сталь нагревают выше критических температур A_{c3} или A_{cm} , при неполной до межкритических температур между A_{c1} и A_{c3} (A_{cm}).

Выбор температуры нагрева под закалку. Доэвтектоидные стали, как правило, подвергают полной закалке, при этом температурой нагрева является температура $A_{c3} + (30-50)^\circ\text{C}$. Такая структура обеспечивает получение при нагреве мелкозернистого аустенита и соответственно после охлаждения со скоростью выше *критической* мелкоигольчатого мартенсита. При закалке доэвтектоидной стали с температуры выше A_{c1} , но ниже A_{c3} в структуре наряду с мартенситом сохраняется часть феррита, который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства при отпуске.

Такая неполная закалка, как правило, для доэвтектоидных сталей не применяется.

Для заэвтектоидных сталей оптимальная температура закалки, наоборот, лежит в интервале между A_{c1} и A_{cm} и теоретически является неполной. Наличие в структуре закаленной стали избыточного цементита полезно во всех отношениях. Включения избыточного цементита повышают износоустойчивость стали. Нагрев же стали выше A_{cm} не только не повышает твердость, а даже несколько понижает вследствие растворения избыточного цементита и увеличения количества остаточного аустенита.

Таким образом, оптимальной является закалка доэвтектоидной стали от температур на 30–50 °С выше A_{c3} , а для заэвтектоидных сталей на 20–40 °С выше A_{c1} (см. рис. 99).

Повышение температуры закалки выше этих температур и вызванный этим рост зерна аустенита обнаруживается в первую очередь в получении более грубой и крупноигльчатой структуры мартенсита. Для многих высоколегированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_{c1} и A_{c3} (на 150–250 °С), что необходимо для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита. Это повышение температуры не ведет к заметному росту зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Продолжительность нагрева при аустенитизации стали

Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна и обезуглероживания поверхностных слоев стали.

Общая продолжительность нагрева $\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{с.п}} + \tau_{\text{и.в}}$, где $\tau_{\text{с.п}}$ – продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловленная формой и размером изделий, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т. д.; $\tau_{\text{и.в}}$ – продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, не зависящая от формы и размера изделия и определяемая только составом и исходным состоянием стали.

Охлаждающие среды для закалки. Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах за-

данного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления невысоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

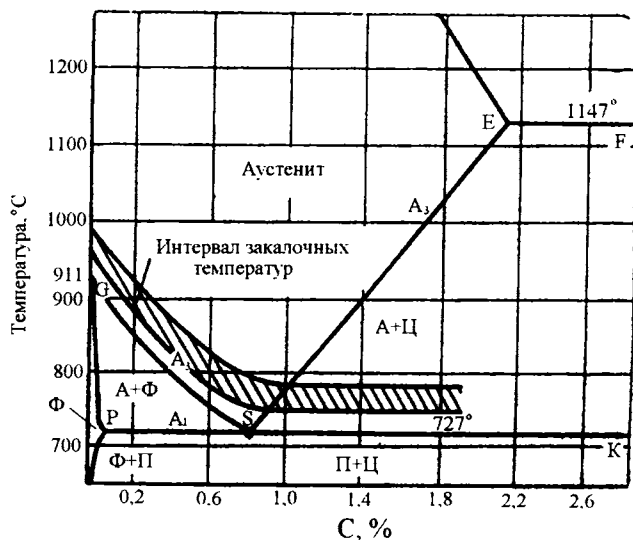


Рис. 99. Рекомендуемый интервал закалочных температур углеродистой стали

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости заковки) в интервале температур $A_{c1} - M_n$ для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения $M_n - M_k$. Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур $M_n - M_k$ может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Чаще для закалки используют кипящие жидкости – воду, водные растворы щелочей и солей, масла (табл. 5). При закалке в этих средах различают три периода:

1) пленочное кипение, когда на поверхности стали образуется паровая рубашка; в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;

3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

В табл. 5 приведены примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная интенсивность охлаждения в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

Таблица 5

Характеристика различных закалочных сред

Охлаждающая среда	Температура, °C		Относительная интенсивность охлаждения в интервале температур пузырькового кипения
	охлаждающая среда	пузырьковое кипение	
Вода	20	400-100	1,0
	40	350-100	0,7
	80	250-100	0,2
1 % раствор NaCl в воде	20	500-100	1,5
10 % раствор NaCl в воде	20	650-100	3,0
Раствор NaOH в воде:			
10 %-ный	20	650-100	2,5
50 %-ный	20	650-100	2,0
Масло минеральное	20-200	500-250	0,3

При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы NaCl или NaOH.

При закалке в водных растворах паровая рубашка разрушается почти мгновенно и охлаждение происходит более равномерно и в основном протекает на стадии пузырькового кипения. Увеличение охлаждающей способности достигается при использовании струйного или душевого охлаждения, широко применяемого, например, при поверхностной закалке.

Для легированных сталей, обладающих более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют минеральное масло (чаще нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов, и постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20–150 °С). Недостатками масла являются низкая экологичность процесса закалки и возможность воспламенения масла.

Закаливаемость и прокаливаемость стали. Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость. Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость.

Под прокаливаемостью понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троостито-мартенситной структурой и высокой твердостью на ту или иную глубину. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали. Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать критическую скорость закалки V_k , то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и тем самым будет иметь сквозную прокаливаемость.

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине будет меньше V_k , то изделие прокалится только на некоторую глубину и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластинчатой ферритно-карбидной структуры (троостита, сорбита или перлита).

За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полумартенситной зоны (50 % мартенсита + 50 % троостита). Диаметр заготовки, в центре которой после закалки в данной охлаждающей среде образуется полумартенситная структура, называют *критическим диаметром* D_k . Критический диаметр определяет размер сечения изделия, прокаливающегося насквозь, т. е. получающего высокую твердость, а после отпуска и высокие механические свойства по всему сечению.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость

закалки, т. е. чем выше устойчивость переохлажденного аустенита.

Легированные стали вследствие более высокой устойчивости переохлажденного аустенита и соответственно меньшей критической скорости охлаждения прокаливаются на большую глубину, чем углеродистые. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые добавки бора (0,003–0,005 %), менее сильно влияют никель и кремний. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов.

При сквозной закалке свойства стали и, в частности твердость, по всему сечению изделия одинаковы.

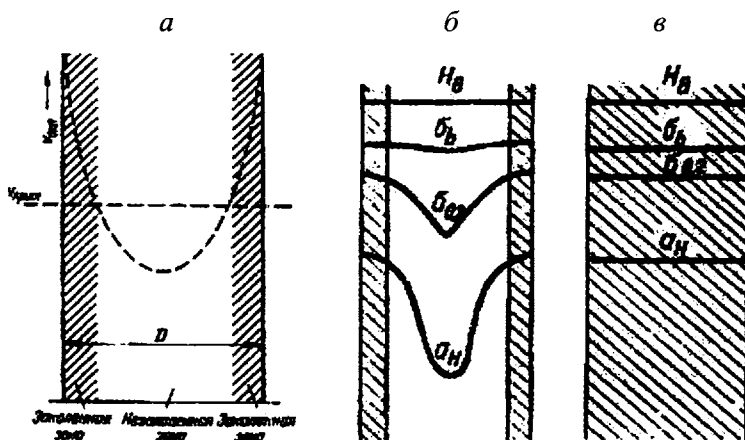


Рис. 100. Прокаливаемость цилиндра:

- а* – схема изменения скорости охлаждения по сечению цилиндра при закалке;
б – изменение механических свойств образца с неполной прокаливаемостью;
в – изменение механических свойств образца со сквозной прокаливаемостью

Критическая скорость охлаждения зависит от всех факторов, влияющих на скорость распада аустенита. Факторы, увеличивающие стойкость переохлажденного аустенита против распада, т.е. сдвигающие С-кривые вправо, увеличивают прокаливаемость (при сдвиге С-кривой вправо касательная к ней располагается под меньшим углом). Как видно из рис. 100, прокаливаемость (глубина мартенситной зоны) цилиндра зависит от скорости охлаждения (кривая 1 сдвигается вверх) или критической скорости закалки. С понижением критиче-

ской скорости заковки или увеличением скорости охлаждения прокаливаемость будет возрастать.

Способы заковки. Наиболее широко применяют заковку в одном охладителе. Такую заковку называют *непрерывной*. Во многих случаях, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформации, применяют и другие способы заковки.

Прерывистая заковка (в двух средах). Изделие, закаливаемое по этому способу, сначала быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше точки M_n , а затем быстро переносят в менее интенсивный охладитель (например, в масло или на воздух), в котором оно охлаждается до 200 °С. В результате переноса во вторую закалочную среду уменьшаются внутренние напряжения, которые возникли бы при быстром охлаждении в одной среде (воде), в том числе и в области температур мартенситного превращения.

Заковка с самоотпуском. В этом случае охлаждение изделия в закалочной среде прерывают с тем, чтобы в сердцевине изделия сохранилось еще некоторое количество теплоты. Под действием теплообмена температура в более сильно охлаждающихся поверхностных слоях повышается и сравнивается с температурой сердцевины. Таким образом происходит отпуск поверхности стали (самоотпуск).

Заковку с самоотпуском применяют, например, для таких инструментов, как зубила, кувалды, слесарные молотки, керны, которые работают с ударными нагрузками и должны сочетать высокую твердость на поверхности с повышенной вязкостью в сердцевине.

Ступенчатая заковка. При выполнении заковки по этому способу сталь после нагрева до температуры заковки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки M_n ($\approx 180\text{--}250$ °С), и выдерживают в ней сравнительно короткое время. Затем изделие охлаждают до комнатной температуры на воздухе. В результате выдержки в закалочной среде достигается выравнивание температуры по сечению изделия, но это не должно вызывать превращения аустенита с образованием бейнита.

Мартенситное превращение протекает при охлаждении на воздухе, но менее полно, чем при непрерывной заковке, вследствие чего сталь сохраняет больше остаточного аустенита. При ступенчатой заковке уменьшаются дальнодействующие напряжения, поэтому уменьшается и закалочная деформация.

Во время фазовых превращений, в том числе и мартенситного, снижается прочность стали и повышается пластичность. Это своеобразное разупрочнение, наблюдающееся только в момент превращения (в данном случае мартенситного), используется при ступенчатой закалке для правки изделий, склонных к короблению. Правку (чаще под прессом) выполняют в период охлаждения изделий на воздухе после извлечения их из закалочной среды.

Ступенчатую закалку чаще применяют для инструмента из углеродистых сталей диаметром не более 8–10 мм. Скорость охлаждения более крупного инструмента в среде с температурой выше точки M_n оказывается ниже критической скорости закалки, и аустенит претерпевает распад при высоких температурах.

Изотермическая закалка. Закалку по этому способу выполняют в основном так же, как и ступенчатую, но в данном случае предусматривается более длительная выдержка выше точки M_n . При такой выдержке происходит распад аустенита с образованием нижнего бейнита. Для углеродистых сталей изотермическая закалка не дает существенного повышения механических свойств по сравнению со свойствами, получаемыми обычной закалкой и отпуском.

У большинства легированных сталей распад аустенита в промежуточной области не идет до конца. Если аустенит, не распавшийся при изотермической выдержке, не претерпевает мартенситного превращения при дальнейшем охлаждении, то сталь получает структуру: бейнит + (10–20 %) остаточного аустенита, обогащенного углеродом. При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости. Для многих сталей изотермическая закалка обеспечивает значительное повышение конструктивной прочности.

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалке чаще применяют расплавленные соли в интервале температур 150–500 °С, например 55 % KNO_3 и 45 % $NaNO_2$ (или $NaNO_3$), а также расплавленные щелочи (20 % $NaOH$ и 80 % KOH). Чем ниже температура соли (щелочи), тем выше скорость охлаждения в ней. Поскольку расплавленные соли охлаждаются только вследствие теплоотдачи, то охлаждающая способность их возрастает при перемешивании. Добавление воды (3–5 %) в расплавы едких щелочей или в селитру (0,2–1,2 %) с помощью специального приспособления при погружении в них нагретого для закалки изделия вызывает

кипение и увеличение скорости охлаждения в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения возрастает при температуре 400–450 °С в 4–5 раз, а при температуре 300 °С – в 2 раза.

Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревались в расплавленных солях (т.е. в солях, не вызывающих окисления), позволяет получить чистую поверхность светло-серого цвета. Закалку по этому способу называют *светлой*. Кривые охлаждения для различных способов закалки приведены на рис.101.

Обработка стали холодом. В закаленной стали, особенно содержащей более 0,4–0,5 % С, у которой точка M_k лежит ниже нуля, всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, работающих при низких температурах, в результате самопроизвольного превращения его в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температуры ниже нуля.

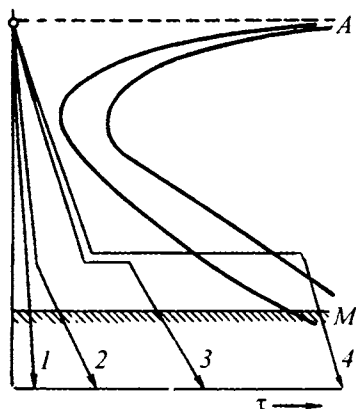


Рис. 101. Кривые охлаждения для различных способов закалки, нанесенные на диаграмму изотермического распада аустенита

Понижение температуры до точки M_k (–30...–70 °С) для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость HRC сталей с 0,8–1,1 % С на 1–3 единицы. Однако одновременно возрастают напряжения, поэтому из-

делия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом выполняют отпуск.

Выдержка стали после закалки при нормальной температуре более 3–6 ч стабилизирует аустенит, и поэтому он менее полно превращается в мартенсит при дальнейшем охлаждении и уменьшает эффект обработки холодом, поэтому обработку холодом выполняют сразу после закалки. Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементируемых высоколегированных сталей, сохраняющих много аустенита после закалки.

10.3. Отпуск

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температуры ниже A_{c1} , выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которой сталь получает требуемые механические свойства. Кроме того, отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке. Эти напряжения снимаются тем полнее, чем выше температура отпуска. Так, например, осевые напряжения в цилиндрическом образце из стали, содержащей 0,3 % С, в результате отпуска при 550 °С уменьшаются с 600 до 80 МПа. Так же сильно уменьшаются тангенциальные и радиальные напряжения.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при 550 °С в течение 15–30 мин. После выдержки в течение 1,5 ч напряжения снижаются до минимального значения, которое может быть достигнуто отпуском при данной температуре.

Скорость охлаждения после отпуска также оказывает большое влияние на остаточные напряжения. Чем медленнее охлаждение, тем меньше остаточные напряжения. Ускоренное охлаждение после отпуска при 550–650 °С повышает предел выносливости за счет образования в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия. Однако изделия сложной формы во избежание их коробления после отпуска при высоких температурах следует охлаждать медленно, а изделия из легированных сталей, склонных к обратимой отпускной хрупкости, после отпуска при 500–650 °С во всех случаях следует охлаждать быстро.

Основное влияние на свойства стали оказывает температура отпуска. Различают три вида отпуска.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят при нагреве до 250 °С. При этом снижаются закалочные макронапряжения, мартенсит закалки переходит в отпущенный мартенсит, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,6–1,3 % С) после низкого отпуска сохраняет твердость 58–63 HRC, а следовательно, высокую износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок.

Низкотемпературному отпуску подвергают режущий и мерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей, а также детали, претерпевшие поверхностную закалку, цементацию, цианирование. Реже низкий отпуск применяют для среднеуглеродистых сталей (0,30–0,45 % С). Продолжительность отпуска составляет обычно 1,0–2,5 ч, а для изделий больших сечений и измерительных инструментов назначают более длительный отпуск.

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350–500 °С и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие пределы упругости и выносливости и релаксационную стойкость. Структура стали после среднего отпуска – троостит отпуска; твердость стали 40–50 HRC. Температуру отпуска надо выбирать таким образом, чтобы не вызвать необратимой отпускной хрупкости.

Охлаждение после отпуска при 400–450 °С следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводят при 500–680 °С. Структура стали после высокого отпуска – сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали. Закалка с высоким отпуском (по сравнению с нормализацией или отжигом) повышает временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость (табл. 6). Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*.

Таблица 6

Влияние термической обработки на механические свойства
стали с 0,45 % С

Термическая обработка	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU,	НВ
	МПа		%		МДж/м ²	
Отжиг	650	450	20	65	0,6	187
Нормализация	730	470	21	60	0,8	198
Закалка и отпуск при 500 °С	970	850	8	55	1,0	280
Закалка и отпуск при 550 °С	950	800	10	60	1,1	269
Закалка и отпуск при 600 °С	870	700	13	65	1,3	255

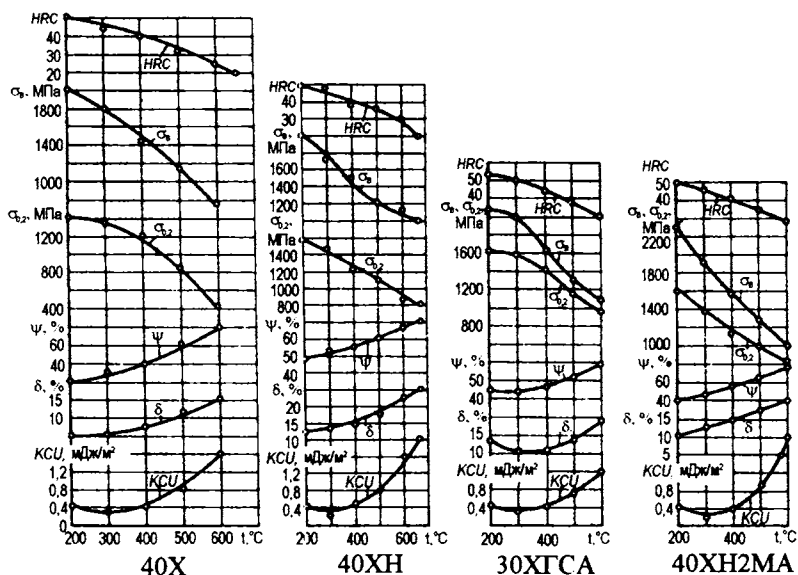


Рис.102. Влияние температуры отпуска на механические свойства
конструкционных улучшаемых сталей

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3–0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования по пределу выносливости и ударной вязкости. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу разви-

тия трещин и снижая температуру порога хладноломкости. Трещиностойкость K_{Ic} после, улучшения – $250\text{--}350 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

Отпуск при $550\text{--}600^\circ\text{C}$ в течение 1–2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Длительность высокого отпуска составляет 1–6 ч в зависимости от габарита изделий.

Изменение механических свойств по мере повышения температуры отпуска приведено на рис. 102.

10.4. Термомеханическая обработка (ТМО)

Термомеханическая обработка (ТМО) заключается в сочетании пластической деформации стали в аустенитном состоянии с закалкой. Формирование структуры закаленной стали при ТМО происходит в условиях повышенной плотности и оптимального распределения дислокаций, обусловленных условиями горячей (тепловой) деформации.

Различают два основных способа термомеханической обработки. По первому способу, называемому *высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО)*, сталь деформируют при температуре выше A_{c3} , при которой сталь имеет аустенитную структуру. Степень деформации составляет 20–30 % (при большей деформации развивается рекристаллизация, снижающая механические свойства). После деформации следует немедленная закалка во избежание развития рекристаллизации.

По второму способу (получившему гораздо меньшее распространение), называемому *низкотемпературной термомеханической обработкой (НТМО)*, сталь деформируют в температурной зоне существования переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости ($400\text{--}600^\circ\text{C}$); температура деформации должна быть выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации. Степень деформации обычно составляет 75–95 %. Закалку осуществляют сразу после деформации.

После закалки в обоих случаях следует низкотемпературный отпуск ($100\text{--}300^\circ\text{C}$). Такая комбинированная ТМО позволяет получить очень высокую прочность ($\sigma_b = 2200\text{--}3000 \text{ МПа}$) при хорошей пластичности и вязкости ($\delta = 6\text{--}8\%$, $\psi = 50\text{--}60\%$). После обычной закалки и низкого отпуска $\sigma_b = 2000\text{--}2200 \text{ МПа}$, $\delta = 3\text{--}4\%$.

Очень важно, что одновременно с повышением прочности после ТМО возрастают пластичность и сопротивление разрушению.

Чаще применяют ВТМО, которая обеспечивает наряду с высокой прочностью высокое значение K_{Ic} , работу распространения трещины KCT , сопротивление усталости, сниженную критическую температуру хрупкости t_{50} , чувствительность к концентраторам напряжений и необратимой отпускной хрупкости. Высокая конструктивная прочность после ВТМО объясняется наследственной передачей развитой дислокационной структуры горячедеформированного аустенита образующемуся при последующей закалке мартенситу и образованием фрагментированной субструктуры с дислокационными границами. ВТМО осуществляется в цехах прокатного производства на металлургических заводах. Например, ВТМО применяют при упрочнении прутков для нефтенасосных штанг, рессорных полос, труб и пружин.

В настоящее время для проката ответственного назначения, имеющего повышенную прочность, вязкость и хладостойкость широко используется ТМО, которое включает деформацию в широком интервале температур в процессе охлаждения. Такая обработка носит название *контролируемой прокатки*. При ее проведении контролируют степень обжатия и температуру конца прокатки. Изменяя эти параметры, можно получать свойства как при ВТМО – высокая температура конца прокатки, так и НТМО – низкая температура конца прокатки. На практике используются температуры 700–900 °С, при этом температура должна быть ниже температуры начала рекристаллизации аустенита.

10.5. Дефекты, возникающие при термической обработке стали

К наиболее распространенным дефектам, которые могут возникнуть при закалке стали, относят трещины в изделии – внутренние или наружные.

Трещины. Трещины образуются при закалке в тех случаях, когда внутренние растягивающие напряжения, возникающие в результате мартенситного превращения, превышают сопротивление стали разрушению. Трещины образуются при температурах ниже точки M_n , чаще после охлаждения. Склонность к образованию трещин возрастает с увеличением в стали содержания углерода, повышением температуры нагрева под закалку и увеличением скорости охлаждения в

температурном интервале мартенситного превращения.

Другой причиной образования трещин является наличие в изделии концентраторов напряжений (резкое изменение сечения изделия или местные вырезки, углубления, выступы и т. д.).

Трещины – неисправимый дефект. Для предупреждения их образования рекомендуется: при конструировании изделий избегать резких выступов, заостренных углов, резких переходов от толстых сечений к тонким и т. д.; закалка от возможно более низких температур для деталей, прокаливающихся полностью; медленное охлаждение в мартенситном интервале температур, достигаемое ступенчатой закалкой; изотермическая закалка и выполнение отпуска немедленно после закалки.

Деформация и коробление. Деформация, т. е. изменение размеров и формы изделий, происходит при термической обработке в результате термических и структурных напряжений под действием неоднородных объемных изменений, вызванных неравномерным охлаждением и фазовыми превращениями.

Несимметричную деформацию изделий в практике часто называют *короблением (поводкой)*. Оно наблюдается при неравномерном и чрезмерно высоком нагреве под закалку, неправильном положении детали при погружении в закалочную среду и высокой скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Исключение этих причин значительно уменьшает коробление.

Коробление труднее устранить в длинных и тонких изделиях. Для уменьшения его такие детали охлаждают при закалке в зажатом состоянии (в штампах, прессах и приспособлениях). В момент протекания мартенситного превращения сталь разупрочняется.

Размеры изделия после закалки даже при отсутствии коробления не совпадают с исходными значениями. Вызываемую этими изменениями деформацию можно уменьшить подбором соответствующего состава стали и условий термической обработки.

10.6. Поверхностная закалка

10.6.1. Закалка с индукционным нагревом

При поверхностной закалке на некоторую (заданную) глубину закаливается только поверхностный слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости обрабатываемого изделия. Сердцевина остается вязкой и воспринимает ударные нагрузки. В практике более часто применяют поверхностную закалку с индукционным нагревом током высокой частоты (ТВЧ).

Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуктируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле.

Глубина закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической точки A_{c3} , глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек и при охлаждении не упрочняются. При необходимости повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки – 4–5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок, например для валков холодной прокатки, толщина закаленного слоя достигает 10–15 мм и выше.

Обычно считают, что площадь сечения закаленного слоя должна быть не более 20 % всего сечения. Для зубчатых колес толщина слоя составляет 0,20–0,28 от их модуля.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160–200 °С, нередко и самоотпуску.

Для поверхностной индукционной закалки применяют стали, содержащие 0,4–0,5 % С (40, 45, 40Х, 45Х, 40ХН и др.), которые после закалки имеют высокие твердость (HRC 50–60), сопротивляемость износу и не склонны к хрупкому разрушению.

Особенно эффективен этот метод для серийного и массового производства. В то же время он экономически нерентабелен для закалки единичных деталей, для каждой из которых требуется изготовить собственный индуктор и подобрать режим обработки. Закалка с индукционного нагрева находит широкое применение в промышленности. Например, многие детали автомобилей и тракторов подвергают индукционной закалке.

Этот способ закалки применяют для крупных изделий (прокатных валков, валов и т.д.). Поверхность детали нагревают газовым пламенем, имеющим высокую температуру (2400–3150 °С). Вследствие подвода значительного количества теплоты поверхность изделия быстро нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина детали не успевает нагреться. Последующее быстрое охлаждение обеспечивает закалку поверхностного слоя. В качестве горючего применяют ацетилен, светильный и природный газы, а также керосин. Для нагрева используют щелевые горелки (имеющие одно отверстие в форме щели) и многопламенные.

Толщина закаленного слоя обычно 2–4 мм, а его твердость для стали с 0,45–0,50 % С составляет 50–56 HRC. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в нижележащих слоях троостит + мартенсит. Газопламенная закалка вызывает меньшие деформации, чем объемная закалка. Процесс газопламенной закалки можно автоматизировать и включить в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закалки часто более рентабелен, чем закалка с индукционным нагревом.

10.6.3. Поверхностная закалка при нагреве лазером

Лазеры – это генераторы света (квантовые генераторы оптического диапазона). В основу их работы положено усиление электромагнитных колебаний с помощью индукционного излучения атомов (молекул). Лазерное излучение монохроматично, распространяется очень узким пучком и характеризуется чрезвычайно высокой концентрацией энергии. Для промышленных целей применяют наиболее часто CO₂-лазеры непрерывно-волнового типа мощностью 0,5–5 кВт. Применение лазеров для термической обработки основано на трансформации световой энергии в тепловую.

Под воздействием лазерного излучения за короткий промежуток времени (10^{-3} – 10^{-7} с) поверхность детали из стали или чугуна нагревается до очень высоких температур. Распространение теплоты в глубь металла осуществляется путем теплопроводности. После прекращения действия лазерного излучения происходит закалка нагретых участков благодаря интенсивному отводу теплоты в глубь метал-

ла (самозакалка). Скорость охлаждения составляет $10^3\text{--}10^5\text{ }^\circ\text{C/с}$.

Нагрев лазером для термической обработки осуществляется при удельной мощности $10^3\text{--}10^4\text{ Вт/см}^2$. Для снижения отражательной способности поверхности металла и, следовательно, повышения эффективности лазерного нагрева на поверхность наносят пленки сульфитов (Fe_2S_3), фосфатов $\text{Mg}_3(\text{PO}_4)_2$, $\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2$, а также сажи, коллоидный раствор углерода в ацетоне и другие неметаллы и краски. Нагрев может осуществляться лазерами импульсного и непрерывного излучения. Лазеры непрерывного излучения более производительны и обеспечивают равномерность упрочнения.

Лазерную обработку успешно применяют для поверхностного упрочнения отливок из перлитного серого, ковкого и высокопрочного чугунов. Благодаря оплавлению поверхности и образованию ледебуритной эвтектики (отбел чугуна) и мартенситного подслоя твердость на поверхности достигает 750–900 НВ. Частичное оплавление ухудшает чистоту поверхности. При отсутствии оплавления твердость после нагрева лазером повышается в результате закалки тонкого поверхностного слоя.

Лазерная закалка – перспективный метод упрочнения сложных изделий, долговечность которых лимитируется износостойкостью и сопротивлением усталости, когда их закалка другими методами затруднена.

ГЛАВА 11. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Химико-термическая обработка (ХТО) – это обработка, сочетающая термическое воздействие с химическим, в результате чего изменяются состав и структура и свойства в поверхностных слоях изделия. Во время выдержки в активной среде изделие диффузионно обогащается элементами из внешней среды. Различают химико-термическую обработку в твердой, жидкой и газовой средах.

При ХТО одновременно протекают несколько процессов.

Первый процесс – *диссоциация*. Образование в окружающей среде или отдельно взятом реакционном объеме диффундирующего элемента в атомарном (ионизированном) состоянии; насыщающая атмосфера должна обеспечить высокую концентрацию диффундиру-

ющего элемента на поверхности обрабатываемого изделия. Например, $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ или $2\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H}_2 + 2\text{N}$.

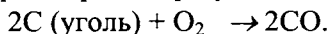
При этом образуются активные атомы углерода и азота, способные растворяться в металле. Степень распада молекул газа (%) называется степенью диссоциации.

Второй процесс – *адсорбция*. Происходит на границе газ – металл и состоит в поглощении (растворении) поверхностью свободных атомов. Этот процесс возможен только в том случае, если диффундирующий элемент способен растворяться в основном металле.

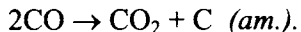
Проникновение диффундирующего элемента в глубь изделия – *диффузия*. В результате образуется диффузионный слой, на поверхности которого концентрация диффундирующего элемента наибольшая и уменьшается от поверхности вглубь металла. Глубина проникновения будет представлять собой толщину диффузионного слоя. Этот слой отличается от исходного металла по химическому составу, структуре и свойствам. При насыщении металла, например железа, различными элементами строение слоя подчиняется общему правилу, согласно которому диффузия вызывает образование однофазных слоев, соответствующих однофазным областям диаграммы фазового равновесия Fe-M (*M* – любой другой элемент), пересекаемым изотермой при температуре насыщения. Диффузионные слои образуются в той же последовательности, что и однофазные области на диаграмме состояний при данной температуре насыщения. При переходе от одной фазы к другой отмечается скачок концентрации, соответствующий ширине двухфазной области на диаграмме фазового равновесия.

11.1. Цементация

Цементацией (науглероживанием) называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагреве в соответствующей среде – карбюризаторе. Цементации подвергают изделия из сталей, содержащих не более 0,25 % С. Среда, поставляющая углерод, называется карбюризатором. При цементации в твердом карбюризаторе изделия укладывают в ящики, куда засыпают древесный уголь с добавкой 20 % BaCO_3 . При нагреве образуется оксид углерода:



В контакте с железом он дает атомарный углерод:

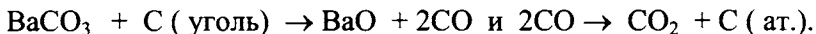


Этот активный углерод поглощается аустенитом (как правило, цементацию проводят при температурах выше точки A_{c3} (930–950 °C)) и диффундирует в глубь изделия. Глубина диффузионной зоны увеличивается по параболическому закону:

$$x = K\sqrt{D\tau},$$

где D – коэффициент диффузии; τ – время насыщения; K – константа.

Добавка BaCO_3 интенсифицирует процесс цементации, поставляя дополнительное количество активного углерода:



Для газовой цементации карбюризатором служит природный газ (CH_4), получаемый в специальных генераторах с контролируемой атмосферой, а также керосин или бензин, каплями подаваемые в герметичное рабочее пространство печи, где они образуют газовую фазу. Основным поставщик углерода при газовой цементации – метан



Цементацию в твердом карбюризаторе используют в мелкосерийном производстве, а газовую цементацию – в массовом.

Глубина диффузионной зоны при цементации составляет 0,5–2,0 мм. В зависимости от заданной глубины цементованного слоя время выдержки составляет при цементации от нескольких часов до нескольких десятков часов. За эффективную толщину цементованного слоя часто принимают сумму заэвтектоидной и половины переходной (дозэвтектоидной) зон (до содержания 0,45 % C), что соответствует твердости 50 HRC.

Цементация является промежуточной операцией, цель которой обогащение поверхностного слоя углеродом (до 0,8–1,0 % C). Закалка после цементации благодаря образованию в поверхностном слое высокоуглеродистого мартенсита и придает этому слою высокую прочность и твердость. После закалки цементованных изделий проводят низкий отпуск.

Для изделий ответственного назначения после цементации термическую обработку осуществляют путем двойной закалки и отпуска. Первую закалку (выше точки A_{c3}) назначают для формирования

структуры сердцевины, кроме того, при нагреве в поверхностном слое в аустените растворяется цементитная сетка, которая при последующем быстром охлаждении вновь не образуется. Вторую закалку проводят с нагревом 760–780 °С для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. В результате термообработки поверхностный слой приобретает структуру мелкоигольчатого мартенсита и изолированных участков остаточного аустенита (до 30–50 %).

Заключительной операцией термической обработки цементованных деталей во всех случаях является низкий отпуск при 160–180 °С, переводящий мартенсит заковки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения.

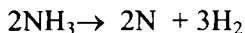
Структура сердцевины изделия из углеродистой стали состоит из сорбита, а легированных сталей – из низкоуглеродистого мартенсита или бейнита.

Цементацию очень широко применяют в машиностроении для повышения твердости и износостойкости изделий (шестерен, зубчатых колес, валов и др.) с сохранением вязкости их сердцевины.

11.2. Азотирование

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и др. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем твердость цементованного, и сохраняется при нагреве до высоких температур (450–500 °С), тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200–225 °С.

Для азотирования используют аммиак, который поставляет атомарный азот



Азотирование проводят при температурах 500–580° С в течение 1–60 ч. Толщина азотированного слоя составляет 0,1–0,8 мм.

Последовательность образования фаз при диффузионном насыщении соответствует последовательности их расположения на диа-

грамме состояния Fe-N (см. рис. 103). Например, при температуре азотирования 550 °С сначала образуется α -фаза (азотистый феррит), затем γ' -фаза (Fe_4N) и, наконец, самый внешний слой Fe_{2-3}N (ϵ -фаза).

Азотированию подвергают среднеуглеродистые легированные стали, которые приобретают высокую твердость и износостойкость при азотировании (одновременное присутствие алюминия, хрома и молибдена позволяет повысить твердость азотированного слоя до 1200 HV – сталь 38Х2МЮА).

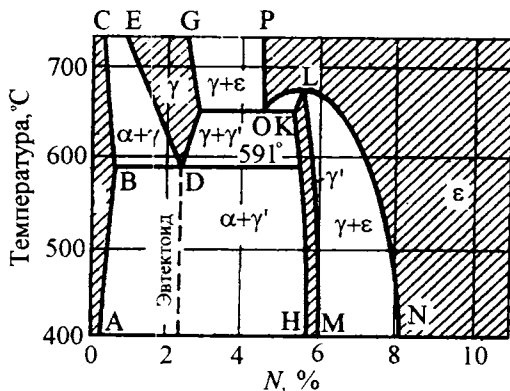


Рис.103. Участок диаграммы состояния Fe-N

Технологический процесс азотирования предусматривает проведение нескольких операций.

- Предварительная термическая обработка заготовки. Эта операция состоит из закалки и высокого отпуска стали для получения повышенной прочности и вязкости в сердцевине изделия. Структура стали после отпуска – сорбит отпуска.
- Механическая обработка деталей, а также шлифование, которое придает окончательные размеры детали.
- Защита участков, не подлежащих азотированию.
- Азотирование.
- Окончательное шлифование или доводка изделия.

Азотирование является длительным процессом и для его ускорения проводят двухступенчатый процесс: сначала азотирование проводят при 500–520 °С, а затем при 540–560 °С. Также существуют

ионное азотирование, азотирование в жидких средах (тенифер-процесс) и азотирование в кипящем слое.

11.3. Цианирование

Цианированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре 820–870 °С в расплавленных солях в течение 2...10 ч, содержащих группу NaCN.

По сравнению с газовой цементацией цианирование имеет следующие преимущества: ниже температура процесса и, следовательно, меньше рост аустенитного зерна, выше износостойкость и меньше коробление деталей. Цианирование позволяет выполнять закалку непосредственно из цианистой ванны. После закалки следует низко-температурный отпуск (180–200 °С). Твердость цианированного слоя после термической обработки 58–62 HRC. Недостатком процесса является ядовитость цианистых солей и необходимость в связи с этим принятия мер по охране труда.

11.4. Диффузионное насыщение деталей металлами и неметаллами

Для многих деталей теплоэнергетического машиностроения требуются жаростойкие покрытия. Их поверхность должна сопротивляться окислительному действию рабочей и окружающей среды. Традиционными способами таких покрытий являются алитирование, хромирование и силицирование из порошковых смесей, содержащих диффундирующий элемент, активатор (NH_4Cl , NH_4J) и нейтральный порошок для предотвращения спекания смеси.

Насыщаемые детали вместе с порошком упаковывают в металлические контейнеры с плавкими затворами, нагревают в печи до температур 1000–1200 °С и выдерживают несколько часов для получения диффузионных слоев заданной толщины и структуры.

Алитированию, хромированию и силицированию подвергают сплавы на железной, никелевой и других основах. Эти диффузионные слои способны защищать детали от окисления при высоких температурах, так как на их поверхности в окислительной среде образуются плотные пленки из Al_2O_3 , Cr_2O_3 и SiO_2 , препятствующие диффузии кислорода. Хромирование среднеуглеродистых сталей приводит и к

повышению их поверхностной твердости и износостойкости, так как на поверхности образуется тонкий слой (0,025–0,030 мм) карбида $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ или $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ с твердостью 1200–1300 HV. Несмотря на низкую твердость (200–300 HV), силицированный слой хорошо сопротивляется износу после предварительной пропитки маслом при 170–200 °С.

Высокой твердостью и износостойкостью обладают диффузионные боридные слои. Износостойкость борированной стали 45 в условиях трения скольжения в 4–6 раз выше износостойкости цементованных и в 1,5–3,0 раза цианированных сталей.

Диффузионными покрытиями можно значительно повысить коррозионную стойкость углеродистых сталей в разбавленных водных растворах неорганических кислот.

11.4.1. Алитирование

Алитирование – насыщение поверхности стали алюминием. Применяют алитирование для повышения жаростойкости сталей, чугунов, литых лопаток газотурбинных двигателей из никелевых сплавов. При нагреве алитированного изделия на его поверхности образуется тонкая и прочная пленка Al_2O_3 , предохраняющая изделие от дальнейшего окисления. Алитирование чаще всего производят в порошкообразной смеси ферроалюминия, NH_4Cl и Al_2O_3 , в которой образуется газообразный хлорид AlCl_3 , являющийся поставщиком активных атомов алюминия. Алитирование проводят при 950–1050 °С в течение 3–12 ч.

11.4.2. Борирование

Борирование – насыщение поверхности металлов и сплавов бором с целью повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости. Борированные слои вследствие образования на поверхности боридов FeB и Fe_2B обладают исключительно высокой твердостью (до 2000 HV) и высоким сопротивлением абразивному износу; однако боридные слои очень хрупкие.

Для уменьшения хрупкости боридных слоев и с целью плакирования поверхности проводят одновременное (чаще поэтапное) насыщение поверхности стали бором и хромом (борохромирование), бором и никелем (бороникелирование) и т. п.

ГЛАВА 12. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Конструкционными называются стали, предназначенные для изготовления деталей машин (машиностроительные стали), конструкций и сооружений (строительные стали).

Детали современных машин и конструкций работают в условиях высоких динамических нагрузок, больших концентраций напряжений и низких температур. Все это способствует хрупкому разрушению и снижает надежность работы машин.

Конструкционные стали должны обладать высоким пределом текучести $\sigma_{0,2}$, являющимся основной характеристикой при расчетах деталей машин и конструкций, в сочетании с высокой пластичностью (δ , ψ), сопротивлением хрупкому разрушению (KCU , KCT) и низким порогом хладноломкости (t_{50}). Долговечность работы изделия зависит от сопротивления усталости (σ_{-1}), износу и коррозии. Все это определяет конструктивную прочность стали.

Помимо высокой надежности и конструктивной прочности конструкционные материалы должны иметь высокие технологические свойства – хорошие литейные свойства, обрабатываемость давлением, резанием, хорошую свариваемость.

Различают следующие виды конструкционных сталей: 1) углеродистые, в том числе автоматные стали; 2) строительные; 3) цементируемые; 4) улучшаемые; 5) высокопрочные; 6) рессорно-пружинные; 7) подшипниковые; 8) износостойкие; 9) жаростойкие; 10) жаропрочные; 11) коррозионно-стойкие.

Автоматные стали, изготовленные по ГОСТ 1411-75, применяют для массового изготовления крепежа на станках-автоматах. Основное требование к ним – хорошая обрабатываемость резанием, достигаемая за счет увеличения содержания серы и фосфора до 0,1–0,2 %, а также добавления селена и свинца. Маркируются автоматные стали буквой А и двумя цифрами, показывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента: А12, А20, А30.

При введении свинца в количестве $Pb = 0,15–0,30$ % стали маркируются буквами АС и цифрами среднего содержания углерода в сотых долях процента: АС11, АС14. При дополнительном легировании другими элементами их обозначают так же, как в обычных конструкционных сталях: АС35Г2, АС38ГХМ и т. д.

Углеродистые конструкционные стали подразделяются на стали обыкновенного качества и качественные (маркировка, классификация, свойства и назначение этих сталей было описано в главе 8.2).

Легированные стали производят и поставляют качественными, высококачественными и особовысококачественными.

12.1. Низколегированные строительные стали (ГОСТ 538-88, ГОСТ 27772-88)

Стали, в которых суммарное содержание легирующих элементов не превышает 2,5 %, относятся к *низколегированным*, содержащие 2,5–10 % – к *среднелегированным*, и более 10 % – к *высоколегированным* (содержание железа более 45 %).

Чем выше легированность стали и меньше размеры полуфабриката, тем стоимость стали больше. Особенно дороги стали, содержащие большое количество никеля, молибдена, вольфрама и кобальта. Цена калиброванной и шлифованной стали выше.

Строительные стали содержат относительно малые количества углерода: 0,10–0,25 %. По сравнению с углеродистыми сталями более высокая прочность строительных низколегированных сталей достигается упрочнением феррита за счет легирования сравнительно малыми количествами кремния и марганца, а также хрома, никеля, меди и некоторых других элементов.

Эти стали используются в горячекатаном или нормализованном состоянии для армирования железобетона, для изготовления сварных конструкций в строительстве, мостостроении, вагоностроении, сельскохозяйственном машиностроении, корпусов судов в судостроении, для изготовления магистральных нефте- и газопроводов.

Детали строительных конструкций обычно соединяют сваркой, поэтому основным требованием к строительным сталям является хорошая свариваемость. Это означает, что сталь при сварке не должна давать горячих и холодных трещин и свойства сварного соединения (металла шва и зоны термического влияния) не должны существенно отличаться от свойств основного металла.

Склонность стали к образованию горячих и холодных трещин зависит от содержания углерода. Горячие трещины образуются в сварном шве в период кристаллизации. Образованию горячих трещин способствует расширение интервала кристаллизации металла шва.

Интервал кристаллизации растет с увеличением содержания углерода. Металл шва и околошовной зоны нагревается выше критических точек. При охлаждении протекает процесс распада аустенита, сопровождающийся объемными изменениями. Чем выше содержание углерода, тем значительнее объемные изменения, тем больше опасность образования холодных трещин. Поэтому стали, используемые для изготовления строительных конструкций, не должны содержать более 0,25 % С.

Строительные углеродистые стали обыкновенного качества марок Ст 2, Ст 3 имеют предел текучести $\sigma_{0,2} = 240$ МПа. При содержании 1,5 % Мп и 0,7 % Si предел текучести увеличивается до 360 МПа, т. е. в 1,5 раза.

К низколегированным строительным сталям для строительных конструкций относятся стали марок 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Сталь 15ХСНД, содержащая никель и медь, работает в конструкциях при температурах до -60 °С без перехода в хрупкое состояние. Кроме того, введение этих элементов увеличивает коррозионную стойкость стали в атмосферных условиях. Небольшие добавки ванадия и ниобия (до 0,1 %) совместно с азотом (0,015 – 0,025 %) обеспечивают в сталях дополнительное упрочнение за счет образования карбонитридов этих элементов и измельчения зерна. К сталям такого типа относятся низколегированные стали марок 14Г2АФ, 17Г2АФБ и другие с $\sigma_{0,2} = 450$ МПа после нормализации. Такие стали используют в строительстве и машиностроении в виде листов и сортового фасонного проката для изготовления сварных конструкций без дополнительной термической обработки.

Для армирования обычного и предварительно напряженного железобетона используют гладкий или периодический прокат из более прочных сталей с повышенным (до 0,3 %) содержанием углерода: 25Г2С, 30ХГСА.

В мостостроении для изготовления сварных конструкций применяются стали с высокой прочностью ($\sigma_{0,2} \geq 600$ МПа): 10ХСНД, 15ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ и др.

В вагоностроении и сельскохозяйственном машиностроении применяются высокопрочные стали ($\sigma_{0,2} \geq 750$ МПа): 12Г2СМФ, 14ГСМФР и др.

В судостроении для корпусов судов широко применяются низ-

коуглеродистые улучшаемые стали типа АБ с пределом текучести 390–785 МПа. Эти стали, легированные никелем, хромом, медью, ванадием, обеспечивают высокую прочность за счет дисперсного упрочнения сталей с феррито-перлитной структурой.

Для обеспечения надежной работы магистральных трубопроводов (нефтепроводов и газопроводов), особенно в условиях Севера, рекомендуется применять низколегированные стали с $\sigma_b \geq 500$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 300$ МПа, $\delta \geq 16$ % и ударной вязкостью при -70 °С не менее 400 КДж/м².

Для изготовления нефтепроводных труб большого диаметра (до 2500 мм) применяются углеродистые ($C \leq 0,22$ %, $Mn \leq 0,65$ %, $Si \leq 0,37$ %) и низколегированные стали с содержанием $C \leq 0,20$ % и Mn до 1,65 % и добавками Cr, V, Nb и др.

Для изготовления магистральных газопроводных труб большого диаметра применяют стали 14ХГС ($\sigma_b = 580$ МПа, $\sigma_T = 350$ МПа), 17Г1С ($\sigma_b = 520$ МПа, $\sigma_{0,2} = 370$ МПа), 16Г2САФ ($\sigma_b = 600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 420$ МПа), 16Г2АЮ ($\sigma_b = 550$ МПа, $\sigma_{0,2} = 370$ МПа) и 08Г2МФБ ($\sigma_b = 600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 450$ МПа) в горячекатаном состоянии и стали 09Г2С ($\sigma_b = 500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 350$ МПа) и 17ГСФ ($\sigma_b = 600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 420$ МПа) в термоупрочненном состоянии.

12.2. Низколегированные цементуемые стали (ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71)

В зависимости от степени упрочняемости сердцевины различают три группы цементуемых сталей: с неупрочняемой, слабо- и сильно упрочняемой сердцевиной (см. табл. 7).

К первой группе относятся углеродистые стали марок 10, 15, 20, которые применяют для малоответственных деталей с неупрочняемой сердцевиной и деталей небольших размеров. Под цементованным слоем находится ферритно-перлитная смесь.

Вторую группу составляют низколегированные хромистые стали марок 15Х, 20Х, имеющие слабоупрочняемую сердцевину. Дополнительное легирование малыми добавками ванадия (сталь 15ХФ) позволяет получить более мелкое зерно, что улучшает пластичность и вязкость стали.

Стали третьей группы используют для изготовления деталей, испытывающих значительные ударные нагрузки, имеющих большое

сечение или сложную конфигурацию, или для деталей, подвергающихся действию больших знакопеременных напряжений. В состав этих сталей вводят никель: 20ХН, 12ХН3А, 12Х2Н4А. Вследствие его дефицитности никель иногда заменяют марганцем, добавляя, кроме того, небольшое количество титана или ванадия для измельчения зерна (18ХГТ). Легирование хромоникелевых сталей вольфрамом или молибденом (например, сталь марки 18Х2Н4ВА или 18Х2Н4МА) дополнительно стабилизирует переохлажденный аустенит, и, следовательно, еще больше увеличивает прокаливаемость стали. В результате закалки в масле сердцевина деталей приобретает структуру мартенсита. Такие стали применяют для крупных тяжело нагруженных деталей типа зубчатых колес, осей и др. Эти детали устойчивы к динамическим нагрузкам.

12.3. Улучшаемые легированные стали

Среднеуглеродистые (0,3–0,5 % С) легированные стали приобретают высокие механические свойства после термического улучшения – закалки и высокого отпуска (500–650 °С) на структуру сорбита.

Улучшаемые стали имеют высокую прочность, вязкость, малую чувствительность к концентраторам напряжений и хорошую прокаливаемость.

В случае сквозной прокаливаемости после одинаковой термообработки свойства различных марок улучшаемых сталей близки между собой, поэтому выбор той или иной марки улучшаемой стали в каждом конкретном случае обусловлен прокаливаемостью стали, сечением детали и сложностью ее конфигурации, наличием концентраторов напряжений.

Улучшаемые стали могут быть условно разбиты на пять групп. С увеличением номера группы растет степень легирования и размер сечения, в котором достигается сквозная прокаливаемость.

Обычное содержание кремния в улучшаемых сталях составляет 0,17–0,37 %, марганца 0,5–0,8 %, фосфора и серы менее 0,035 %.

К *группе I* относятся углеродистые стали марок 35, 40, 45, имеющие критический диаметр D_{95} до 10 мм, при котором достигается сквозная прокаливаемость, и содержащие в структуре не менее 95 % мартенсита. *Группа II* представлена хромистыми сталями марок 30Х, 40Х. Критический диаметр $D_{95} = 15–20$ мм. Недостатком сталей

этой группы является склонность к отпускной хрупкости второго рода. Для них необходимо быстрое охлаждение после отпуска (в масло, воду). В группу III входят хромистые стали, дополнительно легированные еще одним или двумя элементами 30ХМ, 40ХГ, 30ХГТ ($D_{95} = 20-25$ мм).

Таблица 7

Характеристика цементируемых сталей после закалки и низкого отпуска (ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71)

Марка стали	Содержание элемента, %				$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_s , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
	C	Mn	Ni	Cr					
10*	0,07-0,14	0,3-0,65	-	<0,15	205	330	31	55	-
20*	0,07-0,14	0,3-0,65	-	<0,25	245	410	25	55	-
15Х	0,12-0,18	0,4-0,7	-	0,7-1,0	490	690	12	45	0,7
20Х	0,17-0,23	0,5-0,8	-	0,7-1,0	635	780	11	40	0,6
15ХФ	0,12-0,18	0,4-0,7	-	0,8-1,1	540	740	13	50	0,8
20ХН	0,17-0,23	0,4-0,7	1,0-1,4	0,4-0,7	590	780	14	50	0,8
18ХГТ	0,17-0,23	0,8-1,1	-	1,0-1,3	885	980	9	50	0,8
12ХНЗА	0,09-0,16	0,3-0,6	2,75-3,15	0,6-0,9	685	930	11	55	0,9
12Х2Н4А	0,09-0,151	0,3-0,6	3,25-3,65	1,2-1,6	930	1130	10	50	0,9

*Свойства приведены для нормализованного состояния

Для увеличения прокаливаемости в хромистые стали дополнительно вводят марганец (40ХГ) и бор (40ХР); молибден (30ХМ) вводят для снижения отпускной хрупкости второго рода.

Высокими свойствами обладают принадлежащие к этой группе стали, называемые *хромансилями*: 20ХГС, 30ХГС. Эти стали хорошо свариваются при высокой прочности $\sigma_s = 1200$ МПа и $KCU = 0,4$ МДж/м². Их недостатком является склонность к отпускной хрупкости второго рода.

К группе IV относятся хромоникелевые стали, содержащие до 1,5 % Ni: 40ХН, 40ХНМ. Их критический диаметр $D_{95} = 40$ мм.

Эти стали при пониженной температуре эксплуатации обладают большим запасом вязкости, чем стали предыдущих групп.

Группу V составляют комплекснолегированные стали, содержащие 3 – 4 % Ni: 38ХНЗМ, 38ХНЗМФА. Эти стали, хотя и сравнительно дороги, относятся к лучшим маркам улучшаемых сталей. Критический диаметр D_k составляет 100 мм и более при низкой склонности к хрупкому разрушению. Из сталей этой группы изготавливаются сложные по конфигурации стали, подвергаемые ударным нагрузкам.

12.4. Высокопрочные стали

Высокопрочными называют стали с временным сопротивлением более 1500 МПа. Высокопрочное состояние может быть достигнуто при использовании средне- и высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей после закалки и низкого отпуска. Однако при этом снижаются пластичность и вязкость стали, что может привести к хрупким разрушениям деталей и конструкций.

Современными направлениями достижения высокопрочного состояния без снижения работоспособности конструкций являются такие методы упрочняющей обработки стали, как термомеханическая обработка, и использование таких новых высокопрочных материалов, как мартенситно-стареющие стали (МСС) и ПНП-стали (ПНП – пластичность, наведенная превращением).

Высокопрочные мартенситно-стареющие стали характеризуются высокими значениями прочности ($\sigma_b \geq 2000$ МПа) в сочетании с высокой вязкостью и пластичностью ($\psi \geq 50\%$, $KCU \geq 5$ МДж/м²). Опасность хрупких разрушений уменьшается благодаря минимальному содержанию углерода (не более 0,03 %).

Упрочнение сталей достигается совмещением двух механизмов упрочнения: мартенситного ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращения, сопровождающегося фазовым наклепом, и старения мартенсита. Основным легирующим элементом является никель, содержание которого составляет 17–26 %. Для более эффективного протекания процесса старения мартенсита стали дополнительно легируют титаном, алюминием, молибденом, ниобием, а также кобальтом.

Широкое распространение имеет сталь 03Н18К9М5Т, содержащая не более 0,03 % С, 17–19 % Ni, 7–9 % Со, 4–6 % Мо, 0,5 % Ti.

Сталь 03Н18К9М5Т подвергают закалке на воздухе при 800–850 °С. После закалки сталь имеет структуру мартенсита со следующими свойствами: $\sigma_b = 1200$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа; $\delta = 20\%$; $\psi = 75\%$; $KCU = 2,0$ МДж/м². В закаленном состоянии сталь хорошо обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается.

Мартенситно-стареющая сталь получает основное упрочнение при старении, т. е. отпуске при 450–500 °С. Упрочнение при старении связано с выделением из мартенсита дисперсных частиц интерметаллидов типа Ni₃Ti, NiTi, Fe₂Mo, Ni₃(Ti, Al). Если интерметаллидные фазы находятся на стадии предвыделения, когда они еще когерентны

с твердым раствором и имеют очень малые размеры, то в этом случае достигается наибольшее упрочнение. Легирование кобальтом увеличивает эффект старения. Механические свойства после старения: $\sigma_b = 2000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1800$ МПа, $\delta = 12 \%$, $\psi = 50 \%$, $KCU = 0,50$ МДж/м². При высокой прочности сталь сохраняет высокое сопротивление хрупкому разрушению. Вязкость разрушения K_{Ic} мартенситно-стареющих сталей составляет 50–70 МПа·м^{1/2}. При том же значении предела текучести вязкость разрушения обычных легированных сталей не превышает 30 МПа·м^{1/2}. При температуре –196° С сталь имеет свойства: $\sigma_b = 2400$ МПа, $\delta = 10 \%$, $KCU = 0,30$ МДж/м². Сталь 03Н18К9М5Т теплоустойчива до 450 °С.

Мартенситно-стареющие стали применяют в самолетостроении, ракетостроении, т. е. в тех отраслях, в которых важна удельная прочность, а также в криогенной технике, где они нашли применение благодаря высокой пластичности и вязкости при низких температурах.

Высокопрочные ПНП-стали относятся к классу аустенитных сталей. Одна из применяемых марок содержит: 0,3 % С, 8–10 % Cr; 8–10 % Ni; 4 % Mo; 1–2,5 % Mn; до 2 % Si. После закалки от 1000 – 1100 °С и получения при комнатной температуре аустенитной структуры (точки M_d и M_n лежат ниже 0 °С) сталь подвергают деформации при 450–600 °С. При деформации происходит наклеп аустенита, выделение из него углерода и легирующих элементов с образованием дисперсных карбидов (дисперсионное упрочнение). Вследствие обеднения аустенита этими элементами точка M_d смещается в область положительных температур, а точка M_n остается ниже комнатной температуры. В результате такой обработки ПНП-стали приобретают высокую прочность ($\sigma_b \geq 1800$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1400$ МПа) при высокой пластичности ($\delta \geq 30 \%$).

Высокая пластичность обусловлена различием температурных уровней начала мартенситного превращения M_n и начала образования мартенсита деформации M_d . Так как ПНП-стали имеют точку M_n ниже, а точку M_d выше комнатной температуры, то при испытаниях на растяжение происходит локализация деформации, аустенит только на этом участке превращается в мартенсит. Таким образом, исходное, аустенитное, сравнительно малоупрочненное состояние в процессе испытания (или эксплуатации) в результате пластической деформации превращается в высокопрочное мартенситное.

12.5. Рессорно-пружинные стали

Основными требованиями, предъявляемыми к рессорно-пружинным сталям, являются высокое сопротивление малым пластическим деформациям (высокий предел упругости), высокий предел выносливости и повышенная релаксационная стойкость с сохранением упругих свойств в течение длительного времени. В пружинах и рессорах пластическая деформация не допускается, поэтому высокие значения пластичности и вязкости менее существенны.

Высокие упругие свойства обеспечиваются при содержании 0,5–0,7 % С и получении трооститной структуры за счет закалки и среднего отпуска при температуре 350–450 °С. Углеродистые пружинные стали после термической обработки на троостит имеют $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, легированные $\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа.

Стали для пружин и рессор обычно легируют кремнием и марганцем, иногда в сочетании с другими элементами (табл. 8). Введение кремния задерживает распад мартенсита при отпуске. Кремний и марганец упрочняют феррит и увеличивают прокаливаемость стали.

Таблица 8
Химический состав пружинных сталей, % (ГОСТ 14959-79)

Марка стали	С	Mn	Si
65	0,62-0,70	0,5-0,8	0,17-0,37
70	0,67-0,75	0,5-0,8	0,17-0,37
65Г	0,62-0,70	0,9-1,2	0,17-0,37
60С2	0,57-0,65	0,6-0,9	1,5-2,0
70С3А	0,66-0,74	0,6-0,9	2,4-2,8
60СГ	0,57-0,65	0,8-1,0	1,3-1,8
40ХФА	0,37-0,44	0,5-0,8	0,17-0,37

Рессорно-пружинные стали должны обладать хорошей закаливаемостью и прокаливаемостью. Присутствие после закалки в структуре продуктов перлитного превращения или остаточного аустенита ухудшает упругие свойства стали. Для повышения сопротивления пластическим деформациям важную роль играет получение мелкозернистой структуры. Средние свойства углеродистых рессорно-пружинных сталей после термообработки: $\sigma_{0,2} = 800\text{--}1000$ МПа,

$\sigma_b = 1000\text{--}1200$ МПа, $\delta = 5\text{--}8\%$, $\psi = 25\text{--}30\%$, предел выносливости при изгибающей нагрузке 500–650 МПа, при кручении 300 МПа. Величина предела выносливости уменьшается при наличии поверхностных дефектов и обезуглероживании.

После дробеструйной обработки в поверхностных слоях создаются остаточные сжимающие напряжения, что увеличивает выносливость. Предел усталости в результате поверхностного наклепа повышается в 1,5–2 раза.

При легировании рессорно-пружинных сталей кремнием и другими элементами прочность возрастает до $\sigma_b = 1300\text{--}1800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1100\text{--}1600$ МПа при $\delta = 5\text{--}8\%$, $\psi = 20\text{--}35\%$.

Пружины из углеродистых, марганцевых, кремнистых сталей работают при температурах не более 200 °С. При нагреве до 300 °С используют пружины из стали 50ХФА, а при более высоких температурах – из более теплостойких сталей: до 500 °С – из стали 3Х2В8Ф, до 600 °С – из стали Р18.

Для работы в агрессивных средах пружины изготавливают из хромистых коррозионно-стойких сталей типа 40Х13, 95Х18 и др. В некоторых случаях для работы в агрессивных средах и в криогенных условиях целесообразно применять мартенситно-стареющие стали.

Часто пружины изготавливают из шлифованной холоднотянутой проволоки (серебрянки), которую перед волочением подвергают патентированию. В результате этой изотермической обработки на сорбит патентированная сталь приобретает высокие пластические свойства, что позволяет проводить холодную пластическую деформацию с большими суммарными обжатиями. В результате наклепа стали приобретают высокую прочность и упругость.

После навивки (или другого способа изготовления) пружину следует отпустить при 250–350 °С для снятия внутренних напряжений, что повысит предел упругости. Для изготовления серебрянки применяют как обычные углеродистые инструментальные стали У7, У8, У9, У10, так и легированные 65Г, 70С2ХА и др.

Вторым способом термической обработки пружин и рессор из легированных сталей является закалка от 800–850 °С (в зависимости от марки) в масле или в воде с последующим отпуском в интервале температур 400–500 °С на твердость 35–45 HRC.

Значительно улучшить стойкость пружин, рессор, как и других

деталей, испытывающих знакопеременные нагрузки, можно в результате поверхностного наклепа (что достигается обдувкой дробью). Возникающие при этом в поверхностном наклепанном слое остаточные сжимающие напряжения повышают предел выносливости в 1,5–2,0 раза и уменьшают вредное действие возможных дефектов поверхности.

12.6. Подшипниковые стали

Для изготовления шариков, роликов, колец подшипников качения и других деталей (плунжеров, втулок, корпусов распределителей, нагнетательных клапанов и т. д.), от которых требуются высокие износостойкость и выносливость при контактном циклическом нагружении, используют стали четырех типов:

- 1) хромистые с высоким содержанием углерода;
- 2) цементируемые низкоуглеродистые;
- 3) коррозионно-стойкие высокоуглеродистые с высоким содержанием хрома;
- 4) теплостойкие (хромовольфрамовые).

Работоспособность многих узлов трения зависит от скорости развития поверхностного усталостного выкрашивания (питтинга). Поверхностное выкрашивание характерно для материалов, используемых в узлах трения качения (зубчатые передачи, шарико- и роликоподшипники), которые подвержены высоким циклическим контактными нагрузкам. Эти нагрузки, действующие на малых участках поверхности, обуславливают процессы зарождения в приповерхностном слое усталостных трещин, их развитие в глубь слоя и отделение частиц с образованием ямок выкрашивания.

Сопротивление материала поверхностному выкрашиванию называют *контактной выносливостью*. Она характеризуется пределом контактной выносливости.

По условиям работы подшипники должны выдерживать высокие контактные нагрузки в течение длительного времени, что обуславливает жесткие требования к металлургическому качеству стали. Особенно важным является минимальное количество дефектов, выходящих на поверхность.

Подшипниковые стали должны иметь следующие свойства:

1. *Способность выдерживать высокие нагрузки без остаточной де-*

формации ($\epsilon = 0,01 \%$). Так как давление в области контакта при работе может достигать 2000–4000 МПа, это свойство обеспечивается применением в качестве материала для подшипников заэвтектоидных легированных хромом сталей, обработанных на высокую твердость ($HRC > 60$).

2. *Сопротивление контактной усталости.* Это достигается высокой прочностью и повышенным металлургическим качеством стали. Чем меньше в стали неметаллических включений, дисперснее частицы оксидов и сульфидов, меньше содержание водорода, чем ниже пористость, меньше других металлургических дефектов, тем выше долговечность подшипников. В связи с этим при производстве подшипниковых сталей применяют электрошлаковый и вакуумно-дуговой переплавы, а также обработку синтетическими шлаками.

Подшипниковые стали маркируют буквами Ш и Х (шарикоподшипниковая хромистая). Цифра после буквы Х показывает содержание хрома в десятых долях процента. Содержание углерода составляет около 1 %.

Химический состав для подшипников общего назначения приведен в ГОСТ 801 - 78 (табл. 9), а для подшипников специального назначения в соответствующих ТУ.

Таблица 9

Химический состав высокоуглеродистых шарикоподшипниковых сталей (ГОСТ 801-78)

Марка стали	Массовая доля, %			
	C	Si	Mn	Cr
ШХ15	0,95-1,05	0,17-0,37	0,20-0,40	1,30-1,65
ШХ15СГ	0,95-1,05	0,40-0,65	0,90-1,20	1,30-1,65
ШХ4	0,95-1,05	0,15-0,30	0,15-0,30	0,35-0,50
ШХ20СГ	0,90-1,00	0,55-0,85	1,40-1,70	1,40-1,70
* $S \leq 0,02$; $P \leq 0,027$; $Ni \leq 0,30$; $Cu \leq 0,25$; $\Sigma Ni + Cu \leq 0,50$.				

После электрошлакового переплава (ЭШП) стали отличаются наиболее высокой однородностью структуры и чистотой от включений. Эти стали используют для изготовления высокоскоростных подшипников, а также высокоточных приборных подшипников, дета-

ли которых полируют для уменьшения коэффициента трения. Уменьшение количества включений в сталях в этом случае имеет большое значение.

Детали подшипников подвергают закалке, начиная с 820–850 °С, и низкому отпуску при 15–170 °С. Особенностью термической обработки деталей подшипников является необходимость стабилизации их размеров на период эксплуатации. После закалки в структуре сталей сохраняется 8–15 % остаточного аустенита. Он стабилизируется после низкого отпуска при температуре 150–170 °С, и его присутствие в стали не отражается на размерах детали. Для дополнительной стабилизации прецизионные подшипники после закалки обрабатывают холодом –80 ÷ –70 °С. Окончательно обработанная подшипниковая сталь имеет структуру мартенсита с включениями мелких карбидов и высокую твердость (HRC 60 – 64).

Подшипники, работающие в условиях агрессивных сред, изготавливают из высокохромистых сталей, содержащих около 1 % углерода. Эти стали после закалки и низкого отпуска имеют высокую твердость в сочетании с коррозионной стойкостью. Их обычно подвергают электрошлаковому переплаву.

Сталь 95X18-Ш мартенситного класса используется для подшипников средних и крупных размеров.

Молибденсодержащая коррозионно-стойкая сталь 11X18М-ШД предназначена для малогабаритных и миниатюрных подшипников, эксплуатируемых при температурах до 350 °С.

Высокая теплостойкость достигается в сталях 8X4B9Ф2-Ш и 8X4M4B2Ф1-Ш с одновременным легированием вольфрамом и молибденом.

Нагрев колец и тел качения под закалку проводят за две стадии: предварительный нагрев до 800° С, окончательный – до 1220–1240 °С (до 1130–1160 °С для стали 8X4M4B2Ф1-Ш), охлаждение в масле. Сталь 8X4B9Ф2-Ш является дисперсионно-твердеющей, поэтому отпуск колец и тел качения проводят при температуре 560–580 °С 3 раза по 2 ч каждый раз с охлаждением на воздухе. Окончательная твердость 59–64 HRC.

Для подшипников, работающих при температуре выше 500 °С, детали отпускают при температуре 600–650 °С.

Экономнолегированная вольфрамом сталь 8X4M4B2Ф1-Ш не

уступает стали 8Х4В9Ф2-Ш по износостойкости, контактной усталости, теплостойкости до 500 °С, а по вязкости превосходит ее в 1,5 раза.

12.7. Износостойкие стали

Высокомарганцовистые аустенитные стали используются в условиях ударно-абразивного изнашивания и повышенного давления. Ранее отмечалось, что основным условием повышенной износостойкости является высокая поверхностная твердость. Однако существует группа сталей, которые при низкой исходной твердости 200–250 НВ обладают высокой способностью к деформационному упрочнению и, как следствие, хорошей износостойкостью при абразивном изнашивании.

Первооткрывателем этой группы сталей был Гадфильд. Он разработал и в 1883 г. запатентовал сталь, названную его именем, содержащую 1,2 % С, 13 % Мн. Химический состав высокомарганцовистых аустенитных сталей приведен в табл. 10.

Благодаря высокому содержанию углерода и марганца стали обладают относительно стабильной аустенитной структурой. Их обычно применяют в литом, реже в деформированном состояниях.

Сталь 110Г13Л содержит 0,9–1,4 % С; 11,5–15,0 % Мн; 0,5–1,0 % Si. После литья структура состоит из аустенита и избыточных карбидов марганца в железе (Fe, Мн)₃С. При нагреве карбиды растворяются в аустените, поэтому после закалки от температуры 1100 °С в воде сталь получает чисто аустенитную структуру с малой твердостью 200 НВ.

Примерные механические свойства закаленной на аустенит стали 110Г13Л следующие: $\sigma_b = 780\text{--}980$ МПа; $\sigma_{0,2} = 255\text{--}390$ МПа; $\delta = 40\text{--}50$ %; $\psi = 40\text{--}50$ %, твердость 180–220 НВ.

Вследствие низкой энергии дефектов упаковки марганцовистый аустенит хорошо наклепывается при пластической деформации и в процессе эксплуатации приобретает твердость до 50–55 HRC. Характерно применение стали 110Г13Л для тюремных решеток в начале XX века. Их тогда называли Schwedische Gardinen (в переводе на русский язык – шведские шторы). Решетки представляли собой двухслойный прут, в середине которого была сталь 110Г13Л. При попытке перепилить такую решетку внутренний слой упрочнялся и дальнейшая резка становилась невозможной. При чисто абразивном изнашивании (например, трении по песку) в результате микрорезания

поверхность стали 110Г13Л приобретает микротвердость свыше 5800 МПа, в результате чего износостойкость этой стали более чем в 1,5 раза превышает износостойкость нормализованной стали 45 при близкой исходной твёрдости. Кроме того, недостатком стали 110Г13Л является плохая обрабатываемость резанием, поэтому детали из неё чаще всего изготавливают литьем без механической обработки. В случае необходимости обработки резанием используют твердосплавный инструмент.

Таблица 10

Химический состав высокомарганцовистых аустенитных сталей
(ГОСТ 977-88, ГОСТ 2157-87)

Марка стали	Массовая доля, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
110Г13Л	0,90-1,50	0,3-0,9	11,5-15,0	≤ 1,0	≤ 1,0	-
110Г13Х2БРЛ	То же	0,3-1,0	11,5-14,5	1,0-2,0	≤ 0,5	-
110Г13ХБРЛ	0,90-1,30	0,3-0,9	То же	0,8-1,5	≤ 0,3	-
110Г13ФТЛ	То же	0,4-0,9	-	-	-	-
130Г14ХМФЛ	1,20-1,40	≤ 0,6	12,5-15,0	1,0-1,5	≤ 1,0	0,2-0,3
120Г10ФЛ	0,90-1,40	0,2-0,9	8,50-12,00	≤ 1,0	≤ 1,0	-

Высокомарганцовистые аустенитные стали используют для изготовления крестовин железнодорожных стрелок, зубьев ковшей экскаваторов, конусов и щек дробилок, звеньев гусеничных машин, бронифутеровочных плит различных мельниц.

12.8. Коррозионно-стойкие материалы

Коррозией называют разрушение материалов под влиянием окружающей среды в результате ее химического или электрохимического воздействия.

В зависимости от свойств окружающей среды и характера ее физико-химического воздействия на материал различают:

- 1) *химическую коррозию*, обусловленную воздействием сухих газов, а также жидкостей, не являющихся электролитами (нефть, бензин, фенол);
- 2) *электрохимическую коррозию*, обусловленную воздействием жидких электролитов: водных растворов солей, кислот, щелочей, влажного воздуха, грунтовых вод, т. е. растворов, содержащих ионы и явля-

ющихся проводниками электричества.

Химическая коррозия. Наиболее распространенным видом химической коррозии является *газовая коррозия* при высоких температурах – процесс взаимодействия с кислородом или активными газовыми средами (галогены, диоксид серы, сероводород, пары серы, диоксид углерода и т. д.). При газовой коррозии разрушаются такие ответственные узлы и детали, как лопатки газовых турбин, сопла реактивных двигателей, арматура печей.

В производственных условиях чаще всего сталкиваются с окислением металлов, в случае сплавов на основе железа – с образованием окалины. Защитные свойства металлов от окисления обусловлены образованием сплошных оксидных пленок на их поверхности. Для обеспечения сплошности пленок необходимо, чтобы объем оксида $V_{\text{ок}}$ был больше объема металла $V_{\text{мет}}$, из которого он образовался: $V_{\text{ок}}/V_{\text{мет}} > 1$. В противном случае получается прерывистая пленка, не способная эффективно защитить металл от коррозии. Такая пленка характерна для магния ($V_{\text{ок}}/V_{\text{мет}} = 0,79$), что затрудняет защиту сплавов на его основе от коррозии.

Помимо сплошности, оксидные пленки должны обладать высокими механическими свойствами, хорошо сцепляться с металлом и иметь достаточную толщину, обеспечивающую высокие защитные характеристики. Этим требованиям удовлетворяет пленка оксида хрома Cr_2O_3 , что обуславливает высокую устойчивость против коррозии сталей и жаростойких сплавов с высоким содержанием хрома.

Электрохимическая коррозия. Электрохимическая коррозия – наиболее распространенный вид коррозии металлов. При электрическом контакте двух металлов или двух различающихся по свойствам фазовых составляющих одного металла, которые обладают разными электродными (электрохимическими) потенциалами, но находятся в одном электролите, образуется гальванический элемент. Поведение металлов или отдельных фаз зависит от значения их электродного потенциала. Металл или фаза, имеющие более отрицательный электродный потенциал (анод), отдают положительно заряженные ионы в раствор и растворяются (см. рис. 104). Избыточные электроны перетекают в металл или фазу, имеющие более высокий электродный потенциал (катод). Катод при этом не разрушается, а электроны из него удаляются во внешнюю среду. Чем ниже электродный потенциал ме-

талла или фазы по отношению к стандартному водородному потенциалу, принятому за нулевой уровень, тем легче металл или фаза отдадут ионы в раствор, тем ниже их коррозионная стойкость.

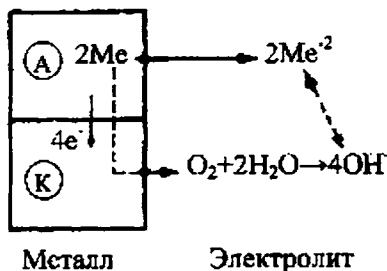


Рис. 104. Схема электрохимического коррозионного процесса

Значения электродного потенциала E_0 (В) некоторых металлов приведены ниже:

Элемент	Mg	Al	Mn	Zn	Cr	Fe	Co	Ni
E_0 , В	-2,36	-1,66	-1,18	-0,76	-0,74	-0,44	-0,28	-0,25
Элемент	Sn	Pb	H	Cu	Hg	Ag	Au	
E_0 , В	-0,14	-0,13	0	+0,34	+0,79	+0,80	+1,50	

Коррозионно-стойкие стали. Устойчивость против коррозии повышается при введении в состав стали хрома, алюминия, кремния. Эти элементы образуют непрерывную прочную оксидную пленку и повышают электродный потенциал, т. е. увеличивают электроположительность стали.

Сталь, содержащая 12–14 % Cr, устойчива против коррозии в атмосфере, морской воде, ряде кислот, щелочей и солей. Кроме хрома, в состав коррозионно-стойких сталей вводят также другие элементы – чаще никель. С ростом содержания хрома коррозионная стойкость стали растет.

Коррозионно-стойкие стали обычно делят на хромистые ферритные, содержащие 12–25 % Cr и 0,07–0,2 % C, и хромистые мартенситные, содержащие 12–18 % Cr и 0,15–1,2 % C, а также аустенитные стали, содержащие 12–18 % Cr, 8–30 % Ni и 0,02–0,25 % C.

Хромистые стали после охлаждения на воздухе имеют ферритную, ферритно-мартенситную (с содержанием феррита более 10 %) и

мартенситную структуру. Они коррозионно-стойкие при температуре до 300 °С в водопроводной воде, влажной атмосфере, растворах азотной кислоты и многих органических кислотах. В морской воде хромистые стали подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением. Марки, химический состав и свойства хромистых сталей приведены в табл. 11.

Хромистые стали при нагреве и охлаждении претерпевают фазовое ($\gamma \leftrightarrow \alpha$)-превращение, что позволяет их упрочнять, не теряя коррозионной стойкости. Прочность после закалки возрастает с увеличением содержания углерода. Отпуск не приводит к существенно обеднению твердого раствора хромом, и коррозионная стойкость сохраняется на высоком уровне.

Таблица 11

Свойства хромистых коррозионно-стойких сталей (ГОСТ 5632-81)

Сталь	Класс	Массовая доля элементов, %		Термическая обработка					
		C	Cr	Отжиг		Закалка и высокий отпуск		Закалка и низкий отпуск	
				σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %
08X13	Ферритный	< 0,08	12-14	400	20	500	30	-	-
12X13	Феррито-мартенситный	0,09-0,15	12-14	400	20	600	20	-	-
20X13	Мартенситный	0,16-0,25	12-14	500	20	660	16	-	-
30X13	То же	0,26-0,35	12-14	500	15	700	12	1160	3
40X13	То же	0,36-0,45	12-14	600	15	800	9	1680	3

Термическая обработка мартенситных сталей, например 20X13, 30X13, состоит из закалки от температуры 1000 °С в масле и низкого отпуска при температурах 200–300 °С. После такой обработки стали имеют структуру отпущенного мартенсита. Из них изготавливают режущий, формовочный, измерительный и хирургический инструмент, пружины, а также предметы домашнего обихода.

Для изготовления подшипников, втулок, ножей и других деталей, работающих на износ в агрессивных средах, применяют сталь 95X18. После закалки от 1000–1050 °С в масле и отпуска при 200–300 °С сталь имеет высокую твердость – не менее 55 HRC.

Феррито-мартенситные стали закалывают от температуры 1000 °С

и подвергают высокому отпуску (600–700 °С) для получения сорбитной структуры. В отожженном состоянии эти стали пластичны и могут подвергаться не только горячей, но и холодной обработке давлением. Они применяются для изготовления деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам, работающих в слабоагрессивных средах. К таким деталям относятся клапаны гидравлических прессов, мешалки, валы и шнеки в пищевой промышленности.

Ферритные стали подвергают отжигу при температуре 700–800 °С для получения однородного твердого раствора и увеличения коррозионной стойкости. Из сталей марок 08X13, 12X17, 15X25T, 15X28 изготавливают оборудование и оснастку предприятий пищевой и легкой промышленности, трубы теплообменной аппаратуры, работающие в агрессивных средах. Сварке ферритные стали подвергают редко, поскольку она приводит к росту зерна и снижению коррозионной стойкости.

Аустенитные хромоникелевые коррозионно-стойкие стали после охлаждения на воздухе имеют аустенитную, аустенитно-мартенситную и аустенитно-ферритную (феррита более 10 %) структуру. Широко применяемые стали типа 12X18H10T, 12X18H9, 04X18H10, 03X18H12, 17X18H9 обычно содержат 18 % Cr и 9–1,2 % Ni. Они имеют более высокую коррозионную стойкость по сравнению с хромистыми сталями и в отличие от хромистых сталей сохраняют ее при нагреве. Термообработка этих сталей заключается в закалке от температуры около 1100 °С в воде без отпуска. Высокая температура при закалке необходима для растворения карбидов и получения структуры однородного аустенита. После закалки стали имеют чисто аустенитную структуру, низкую твердость, высокую пластичность; они немагнитны, хорошо деформируются и свариваются. Высокая технологичность сталей позволяет широко использовать их в качестве конструкционного материала.

12.9. Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы

Основными характеристиками материалов, работающих при высоких температурах, являются жаростойкость и жаропрочность.

Жаропрочные и жаростойкие материалы применяют для изготовления деталей установок, которые подвергаются механическим

нагрузкам при высоких температурах. Например, тепловые электростанции, установки нефтехимических предприятий и нефтеперерабатывающей промышленности, промышленные нагревательные печи, газовые турбины и авиационные двигатели.

Современные ТЭЦ используют пар, нагретый до 500–560 °С, а в некоторых случаях – до 650 °С. Стационарные газовые турбины и воздухонагреватели работают при температуре более 700 °С. Наиболее высокие рабочие температуры в авиационных двигателях и химических установках достигают 1100 °С и более.

Способность металла сопротивляться химической коррозии в сухой газовой среде при высоких температурах называется *жаростойкостью* или *окалиностойкостью*. Железо с кислородом может образовывать оксиды трех видов: FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃. До 560–600 °С окалина состоит преимущественно из плотного слоя оксидов Fe₂O₃ и Fe₃O₄, что затрудняет диффузию атомов кислорода и металла. Выше 600 °С происходит растрескивание этих оксидов и вместо них защита металла осуществляется лишь рыхлым оксидом FeO, что облегчает доступ кислорода к поверхности металла. Нагрев более 600 °С приводит к интенсивному окислению сплавов на основе железа (см. рис. 105).

Основным фактором, влияющим на жаростойкость, является химический состав металла, определяющий защитные свойства оксидной пленки. В табл. 12 приведена сравнительная оценка жаростойкости ряда чистых металлов, определенная по 5-балльной шкале скорости окисления в воздушной среде в интервале рабочих температур.

Рыхлый оксид магния практически не защищает металл при нагреве. Магний не только быстро окисляется, но и легко воспламеняется при нагреве, благодаря чему используется в пиротехнике.

Оксиды металлов второй группы при нагреве разрушаются как за счет сублимации (в случае Mo и W), так и благодаря растворению в металле входящего в них кислорода (Ti, Zr).

При повышении температуры сверх определенного предела возрастает дефектность оксидов металлов третьей группы. Для технического железа предельная рабочая температура нагрева в воздушной среде составляет 560 °С.

Металлы четвертой группы, благодаря плотной оксидной пленке с высокими защитными свойствами при нагреве, имеют хорошую жаростойкость. Хром и алюминий, наряду с кремнием, используют для

повышения жаростойкости легированных сталей. Оксид легирующего элемента должен быть плотным, не подверженным растрескиванию при нагреве, иметь высокие температуры сублимации и плавления.

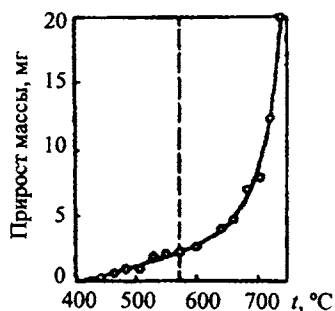


Рис. 105. Зависимость скорости окисления железа от температуры

Таблица 12

Жаростойкость металлов на воздухе при рабочих температурах

Балл	Металл	Оценка жаростойкости			Определяющий фактор
		Качество	Интервал, °C	Скорость окисления, г/(м ² ·ч)	
1	Mg	Очень плохая	500-600	$10^{-1} - 10^1$	Рыхлая оксидная пленка
2	Nb, Mo, W, Ti, Zr	Плохая	700-800	$10^1 - 10^3$	Разрушение (деградация) оксидной пленки
3	Cu, Fe, Ni, Co	Удовлетв.	500-600 700-800	$10^{-3} - 10^{-1}$ $10^{-1} - 1,0$	Высокая дефектность сравнительно плотной оксидной пленки
4	Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Be	Хорошая	400-600 700-800	Менее 10^{-6} $10^{-4} - 10^{-3}$	Плотная оксидная пленка
5	Ag, Au, Pt	Отличная	-	-	Низкое сродство к кислороду

Учитывая, что высокое содержание алюминия и кремния способствует охрупчиванию и ухудшает технологическую пластичность при обработке давлением, основным легирующим элементом в жаро-

стойких сталях является хром. Жаростойкие свойства растут с увеличением его содержания в стали. Сталь, содержащая 5 % Cr, сохраняет окислостойкость до 600 °С (15Х5), 9 % (40Х9С2) – до 800 °С, 17 % (08Х17Т) – до 900 °С. Хромистые марки сталей относятся к сталям ферритного класса.

Для изготовления деталей печного оборудования применяют стали 20Х23Н18, 20Х25Н20С2, имеющие окислостойкость до 1100 °С. Эти марки относятся к аустенитному классу и характеризуются не только высокой жаростойкостью, но и высокой жаропрочностью. Хотя уровень жаростойкости стали и ее максимальная рабочая температура в основном определяются содержанием хрома, повышение температуры эксплуатации обуславливает одновременный рост концентрации никеля, что связано с необходимостью стабилизации аустенитной структуры.

12.9.1. Критерии жаропрочности

При длительной работе под нагрузкой, не превышающей предела текучести, и нагреве до температур около 0,4–0,5 (или более) от абсолютной температуры плавления $T_{пл}$ металл испытывает медленную пластическую деформацию. Такая деформация называется *ползучестью*.

В качестве температурного критерия удобно рассматривать не заданную абсолютную температуру T , а ее отношение к абсолютной температуре плавления $T/T_{пл}$.

При деформации нагретого металла в нем развиваются два противоположных процесса: упрочнение за счет наклепа при пластической деформации и разупрочнение в результате рекристаллизации. Если второй процесс преобладает, то в металле начинает развиваться диффузионное разупрочнение – отдых, коагуляция фаз, рекристаллизация, способствующие ползучести.

Жаропрочностью называется способность материала сопротивляться деформации и разрушению при высоких температурах. Основными критериями жаропрочности металлов является предел ползучести и предел длительной прочности.

Пределом длительной прочности называют напряжение, которое приводит к разрушению образца при заданной температуре за определенное время, соответствующее условиям эксплуатации изде-

лий. Предел длительной прочности обозначают σ'_t , где индексы t и τ указывают температуру (°C) и время испытаний (ч).

Пределом ползучести называют напряжение, вызывающее заданную суммарную деформацию за определенное время при заданной температуре. Предел ползучести обозначают $\sigma'_{\delta/\tau}$; где t – температура, °C; δ – суммарное удлинение, %; τ – время, ч. Для деталей, длительное время работающих при повышенных температурах, задается обычно скорость ползучести на установившейся стадии процесса, например 0,1 % за 10^4 ч или за 10^5 ч.

Срок службы, на который рассчитана машина или механизм, определяет выбор критерия жаропрочности и материала для их изготовления.

В соответствии с некоторыми рекомендациями срок службы ряда жаропрочных конструкций в зависимости от назначения составляет (ч):

Ракеты и их силовые установки	1
Силовые установки самолетов-истребителей	100
Силовые установки гражданских самолетов	1000
Газовые турбины локомотивов и судов	10 000
Газовые турбины стационарных силовых установок	30 000
Паровые турбины стационарных силовых установок	100 000

12.9.2. Влияние структуры на жаропрочность сплавов

До температур порядка 0,5 $T_{пл}$ деформация ползучести определяется стабильностью дислокационной структуры. При более высоких температурах активизируются диффузионные процессы, происходит растворение скоплений атомов легирующих элементов и примесей, что ослабляет степень закрепления дислокаций и облегчает их перемещение по кристаллу. В этих условиях сопротивление ползучести будет определяться силами межатомной связи.

Прочность межатомных связей большинства металлов недостаточна при высоких температурах. Для повышения жаропрочности необходимо снизить подвижность дислокаций и замедлить диффузию. ГЦК решетка твердого раствора аустенитной стали в отличие от ферритной стали с решеткой ОЦК характеризуется более плотной упаковкой атомов. Благодаря этому коэффициент диффузии для γ -железа с ГЦК решеткой примерно на два порядка меньше, чем для α -железа с ОЦК решеткой. В частности, этим объясняется то, что ско-

рость ползучести стали резко изменяется при температуре превращения ОЦК → ГЦК. Аустенитные стали с ГЦК решеткой имеют значительно более высокую жаропрочность по сравнению со сталями с ОЦК решеткой.

Создание препятствий перемещению дислокаций достигается применением материалов, упрочненных дисперсными частицами. Упрочняющими фазами в жаропрочных сталях являются специальные карбиды, в никелевых сплавах – выделения γ' -фазы с регулярной решеткой типа $\text{Ni}_3(\text{Ti, Al, Nb, Ta})$. В сплавах, упрочненных большим количеством γ' -фазы, деформация обусловлена сдвигом в частицах этой фазы, поэтому такие сплавы характеризуются высокой прочностью и вязкостью. Гетерогенная структура с дисперсными частицами в сталях достигается после закалки и отпуска, а в жаропрочных сплавах – после закалки и старения.

Прочность межатомных связей в кристаллической решетке возрастает при легировании элементами с высокой температурой плавления – Cr, Mo, W, Nb, Ta. Кроме того, эти же элементы снижают коэффициент самодиффузии и сдвигают температуру рекристаллизации в область более высоких температур, что также способствует росту жаропрочности.

На скорость ползучести оказывает влияние размеры зерен сплава. При высоких температурах, когда механизм ползучести в основном обусловлен диффузией, скорость ползучести снижается при увеличении размера зерна. Границы зерен уменьшают сопротивление ползучести. Это вызвано тем, что границы зерен являются источниками дислокаций. Они облегчают движение дислокаций, диффузию вакансий и зернограничное скольжение. Зерна перемещаются относительно друг друга вдоль общих границ в узкой пограничной области. Заметное смещение зерен при ползучести приводит к образованию и росту клиновидных трещин и пустот на границах. При увеличении длины трещины концентрация напряжений у ее вершины растет, что в свою очередь способствует росту трещины, а в итоге – интеркристаллитному разрушению.

Крупнозернистость характерна для жаропрочных сплавов. В идеале их структура вообще не должна иметь границ зерен и должна состоять из одного монокристалла. Такая структура монокристалла получена для ряда турбинных лопаток ответственного назначения.

Эффективность использования самолетов и ракет предусматривает максимальное снижение их массы. Хотя легкие сплавы на основе алюминия, магния и титана имеют худшую жаропрочность по сравнению со сталями, их применяют в летательных аппаратах для работы в условиях средних температур (см. табл. 13).

При рабочих температурах ниже 400–450 °С нет необходимости использовать жаропрочные материалы. В этих условиях могут успешно работать обычные конструкционные стали.

Различают следующие виды жаропрочных конструкционных сталей:

– *Перлитные стали*. Стали перлитного класса используют для изготовления крепежа, труб, паропроводов, пароперегревателей и коллекторов энергетических установок, длительно работающих при температурах 500–550 °С. Перлитные стали содержат относительно малые количества углерода и обычно легированы хромом, молибденом и ванадием (марки 12ХМ, 12Х1МФ). Стали этого класса используют в закаленном или нормализованном и высокоотпущенном состоянии.

– *Мартенситные стали*. Стали мартенситного класса используют для изготовления деталей энергетического оборудования (лопатки, диафрагмы, турбинные диски, роторы), работающих при температурах 600–620 °С. Эти стали больше легированы хромом, а также вольфрамом, молибденом, ванадием (марки 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ). Высокая жаропрочность этих сталей достигается при закалке от 1000–1050 °С в масле на мартенсит с последующим отпуском на сорбит или троостит. Клапаны выхлопа двигателей внутреннего сгорания небольшой и средней мощности изготавливают из *сильхромо*в – хромокремнистых сталей мартенситного класса типа 40Х9С2, 40Х10С2М. Клапаны мощных двигателей изготавливают из аустенитных сталей.

– *Аустенитные стали*. Из этих сталей изготавливают роторы, диски, лопатки газовых турбин, клапаны дизельных двигателей, работающие при температурах 600–700 °С. Хромоникелевые аустенитные стали для увеличения жаропрочности дополнительно легируют вольфрамом, молибденом, ванадием, ниобием, бором и другими элементами. К жаропрочным сталям аустенитного класса относятся стали 09Х14Н16Б, 09Х14Н19В2БР, 45Х14Н14В2М.

Таблица 13

Жаропрочность сплавов на основе алюминия, магния, титана

Сплав	Массовая доля легирующего элемента, %	Температура, °С		σ_{100} , МПа
		применения (рекомендуемая)	испытания	
На основе Al				
Д20	6,3 Cu; 0,6 Mn; 0,15 Ti	250-300	300	80
САП-1	6-9 Al ₂ O ₃	300-500	500	45
АЛ33	5,8 Cu; 0,8 Mn; 1,0 Ni; 0,2 Zr; 0,2 Ce	250-300	300	95
На основе Mg				
МА12	2,5-3 Nd; 0,5 Zr	150-200	200	100
МА19	1,6-2,3 Nd; 0,6 Zn; 0,7 Zr; 1,7 Y	250-300	300	50
На основе Ti				
BT8	6,5 Al; 3,3 Mo; 0,3 Si	450-500	500	500
BT9	6,5 Al; 3,3 Mo; 0,25 Si; 1,6 Zr	500-550	550	400
BT18	7,5Al; 11 Zr; 0,7 Mo; 1,0 Nb; 0,3 Si	550-600	600	200

Таблица 14

Свойства жаропрочных сталей (ГОСТ 5632-72)

Материал		Средняя доля основных легирующих элементов, %	Температура, °С		Жаропрочные свойства		
Марка	Группа		макс. рабочая	начала окисления	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$T_{исп.}$, °С
12Х1МФ	Перлитные стали	0,12 С; 0,1Cr; 0,3 Мо; 0,2 V	570-585	600	140	84	560
25Х2М1Ф	То же	0,25 С; 2,3Cr; 1 Мо; 0,4 V	520-550	600	160-220	70	550
15Х5М	Мартенситные стали	До 0,15 С; 5,2 Cr; 0,5 Мо	600	650	100	40	540
12Х18Н10Т	Аустенитные стали	до 0,12 С; 18 Cr; 10 Ni; 0,5 Ti	600	850	80-100	30-40	660

Термообработка этих сталей состоит из закалки и старения при температурах выше эксплуатационных. При старении происходит выделение

из аустенита мелкодисперсных избыточных фаз, что дополнительно увеличивает сопротивление стали ползучести. В табл. 14 приведены основные свойства некоторых российских жаропрочных сталей.

ГЛАВА 13. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

По назначению инструментальные стали делятся на стали для режущего, штампового и измерительного инструментов. Кроме того, для изготовления режущего инструмента, особенно при скоростной обработке, широко применяют твердые сплавы.

13.1. Стали и сплавы для режущего инструмента

Основные требования, предъявляемые к сталям

Режущий инструмент работает в условиях длительного контакта и трения с обрабатываемым металлом. В процессе эксплуатации должны сохраняться неизменными конфигурация и свойства режущей кромки. Материал для изготовления режущего инструмента должен обладать высокой твердостью ($\geq 60\text{--}62$ HRC) и износостойкостью, т. е. способностью длительное время сохранять режущие свойства кромки в условиях трения.

По теплостойкости различают три группы инструментальных сталей для режущего инструмента: нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие.

При нагреве до $200\text{--}300$ °С у нетеплостойких сталей в процессе резания углерод выделяется из мартенсита закалки и начинается коагуляция карбидов цементитного типа. Это приводит к потере твердости износостойкости режущего инструмента. К нетеплостойким относятся углеродистые и низколегированные стали, содержащие до 3–4 % легирующих элементов. Полутеплостойкие стали, к которым относятся некоторые среднелегированные стали, содержащие более 4 % хрома и другие карбидообразующие элементы, например 9Х5ВФ, сохраняют твердость до температур около 400 °С. Теплостойкие стали сохраняют твердость и износостойкость при нагреве до температур несколько выше 600 °С.

Углеродистые и низколегированные стали имеют сравнительно низкую теплостойкость и невысокую прокаливаемость, поэтому их используют для более легких условий работы при малых скоростях

резания. Быстрорежущие стали, имеющие более высокую теплостойкость и прокаливаемость, применяют для более тяжелых условий работы. Еще более высокие скорости резания допускают твердые сплавы и керамические материалы. Из существующих материалов наибольшей теплостойкостью обладает нитрид бора – *эльбор*. Эльбор позволяет обрабатывать материалы высокой твердости, например закаленную сталь, при высоких скоростях.

– *Углеродистые стали (ГОСТ 1435-90)*. Для изготовления инструмента применяют углеродистые качественные стали марок У7–У13 и высококачественные стали марок У7А–У13А. Качественные стали содержат не более 0,03 % серы и фосфора, высококачественные – не более 0,02 %.

По назначению различают углеродистые стали для работы при ударных нагрузках и для статически нагруженного инструмента. Стали марок У7–У9 применяют для изготовления инструмента при работе с ударными нагрузками, от которого требуется высокая режущая способность (зубила, клейма по металлу, деревообрабатывающие инструмент, в частности пилы, топоры и т. д.).

Стали марок У10 – У13 идут на изготовление режущего инструмента, не испытывающего при работе толчков, ударов и имеющего высокую твердость (напильники, штампы для холодного деформирования и т. п.).

Термическая обработка углеродистых инструментальных сталей состоит из двух операций: предварительной и окончательной обработок. Предварительная термическая обработка сталей заключается в отжиге при 740–760 °С, цель которого – получить микроструктуру, состоящую из зернистого перлита. Окончательная термическая обработка состоит из закалки и низкого отпуска.

Углеродистые стали целесообразно применять для инструмента диаметром или толщиной 12–15 мм. Отпускают эти стали при температурах не выше 200 °С (150–180 °С). Твердость после окончательной обработки 56–64 HRC. Достоинства углеродистых инструментальных сталей – низкая стоимость; недостатки: невысокие скорости резания и ограниченные размеры инструмента из-за низкой прокаливаемости.

Легированные стали. Низколегированные стали для режущего инструмента (13Х6, 9ХС) также не обладают высокой теплостойкостью и обычно пригодны для работы при температурах не более

200 – 250 °С. Среднелегированные стали типа 9Х5ВФ, 3Х4В3М3Ф2 имеют более высокую теплостойкость (300–500 °С). В отличие от углеродистых легированные стали обладают большей устойчивостью переохлажденного аустенита, следовательно, большей прокаливаемостью и несколько более высокой износостойкостью.

Их можно закаливать в масле до критического диаметра 40 мм и более. Применение масла или полимерных закалочных сред позволяет уменьшить деформацию и коробление инструмента. Он может иметь большее сечение, а благодаря меньшему короблению и большую длину.

Низколегированная сталь 13Х имеет сравнительно неглубокую прокаливаемость и рекомендована для инструментов диаметром до 15 мм. Из этой стали изготавливают хирургический, гравировальный инструменты, лезвия безопасных бритв.

Стали 9ХС, ХВГ, ХВСГ используют для изготовления инструментов крупного сечения: сверл, разверток, протяжек диаметром 60–80 мм (см. табл. 15, ГОСТ 5950-73).

Обычная термическая обработка легированных режущих сталей состоит из заковки от 830–870 °С в масле или ступенчатой заковки и отпуска при температуре 200 °С. Твердость после термообработки составляет 61–65 HRC. Если необходимо увеличить вязкость, то температуру отпуска повышают до 200–300 °С. Вследствие некоторого распада мартенсита твердость после этого снижается до 55 – 60 HRC.

– *Быстрорежущие стали.* С увеличением скорости резания возрастают требования к теплостойкости стали. Этим требованиям в большей мере удовлетворяют быстрорежущие стали, впервые предложенные в 1902 г.

Таблица 15

Химический состав некоторых легированных инструментальных сталей, % (ГОСТ 5950-73)

Марка	C	Mn	Si	Cr	W	V
13Х	1,25-1,40	0,30-0,60	0,15-0,35	0,40-0,70	-	-
9ХС	0,85-0,95	0,30-0,60	1,20-1,60	0,95-1,25	-	-
ХВГ	0,90-1,05	0,80-1,10	0,15-0,35	0,90-1,20	1,20-1,60	-
ХВСГ	0,95-1,05	0,60-0,90	0,65-1,00	0,60-1,10	0,50-1,20	0,15-0,30
9Х5ВФ	0,85-1,00	0,15-0,40	0,15-0,40	4,50-5,50	0,80-1,20	0,15-0,30

Быстрорежущие стали маркируют буквой Р (rapid – быстрый, скорый), цифры показывают среднее содержание вольфрама – основного легирующего элемента. Среднее содержание углерода во всех быстрорежущих сталях обычно несколько меньше 1 %, а хрома – до 4 % , поэтому эти элементы не указываются. Содержание остальных легирующих в целых процентах указывается как обычно цифрами, следующими за их буквенным обозначением.

Быстрорежущая сталь после закалки и отпуска имеет структуру высоколегированного отпущенного мартенсита с карбидами. Она сохраняет первоначальную структуру практически неизменной при нагреве до 600–620 °С. Резцы из быстрорежущей стали позволяют увеличить скорость резания в 2–4 раза и стойкость инструментов в 10–30 раз по сравнению с теми же характеристиками инструмента из сталей с низкой теплостойкостью.

Химический состав ряда быстрорежущих сталей приведен в табл. 16.

Потеря твердости при нагреве обусловлена в первую очередь распадом мартенсита и коагуляцией выделившихся карбидов. Коагуляция карбидов в углеродистой и легированной сталях при температурах выше 300 °С ведет к быстрой потере твердости. Теплостойкость быстрорежущих сталей обусловлена легированием карбидообразующими элементами – вольфрамом, ванадием и молибденом в количествах, достаточных для связывания почти всего углерода в специальные карбиды. Распад мартенсита и коагуляция специальных карбидов происходит при температурах 600–650 °С.

При затвердевании литой быстрорежущей стали образуется эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся по границам зерен. Быстрорежущие стали относятся к ледебуритному классу. Послековки или прокатки сетка эвтектики подвергается дроблению с измельчением входящих в нее карбидов и более равномерным их распределением в основной матрице. После прокатки иликовки быстрорежущую сталь подвергают изотермическому отжигу для уменьшения твердости и облегчения механической обработки. Сталь выдерживают при 740 °С до полного превращения аустенита в перлит-сорбитную структуру.

Высокую теплостойкость инструмент из быстрорежущих сталей приобретает после закалки и многократного отпуска. При нагреве под закалку необходимо обеспечить максимальное растворение карбидов

и получение высоколегированного аустенита. Такая структура увеличивает прокаливаемость и позволяет получить после закалки мартенсит с высокой теплостойкостью. Температура закалки сталей составляет, °С: P18 – 1270–1290; P9 – 1220–1240, P6M5 – 1210–1230. Во избежание трещин и деформации инструмента из-за низкой теплопроводности сталей применяют ступенчатый нагрев под закалку в расплавленных солях, а закалку производят в масле.

Таблица 16

Химический состав некоторых быстрорежущих сталей, %
(ГОСТ 19265-73)

Марка стали	C	Cr	W	V	Mo	Co
P18	0,73-0,83	3,8-4,4	17,0-18,5	1,0-1,4	до 1,0	до 0,5
P9	0,85-0,95	3,8-4,4	8,5-9,5	2,3-2,7	до 1,0	до 0,5
P6M5	0,82-0,90	3,8-4,4	5,5-6,5	1,7-2,1	4,8-5,3	до 0,5
P6M5Ф	0,95-1,05	3,8-4,3	5,7-6,7	2,3-2,7	4,8-5,3	до 0,5
P6M5K5	0,84-0,92	3,8-4,3	5,7-6,7	1,7-2,1	4,8-5,3	4,7-5,2

После закалки структура быстрорежущей стали состоит из высокоуглеродистого мартенсита, нерастворенных при нагреве избыточных карбидов и около 30 % остаточного аустенита. Остаточный аустенит снижает твердость, режущие свойства стали, ухудшает ее шлифуемость; его присутствие в структуре нежелательно.

При многократном отпуске из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, легированность аустенита уменьшается и он претерпевает мартенситное превращение. Обычно применяют трехкратный отпуск при 550–570 °С в течение 45–60 мин. Режим термической обработки инструмента из быстрорежущей стали P18 показан на рис. 106. Число отпусков может быть сокращено при обработке холодом после закалки, в результате которой уменьшается содержание остаточного аустенита. Обработке холодом подвергают инструменты сравнительно простой формы. Твердость после закалки 62–63 HRC, а после отпуска она увеличивается до 63–65 HRC.

Известно применение порошков быстрорежущих сталей для изготовления инструмента. Исходная шихта состоит из предварительно тонко измельченной стружки быстрорежущей стали, которую формуют в холодном состоянии с последующим спеканием формованных заготовок. Спекание производят в вакууме при температуре 1200–1250 °С в течение 3–5 ч. Для уменьшения пористости порошко-

вую быстрорежущую сталь подвергают горячей штамповке или горячему прессованию. После этого изделия подвергают термической обработке, характерной для данной марки стали.

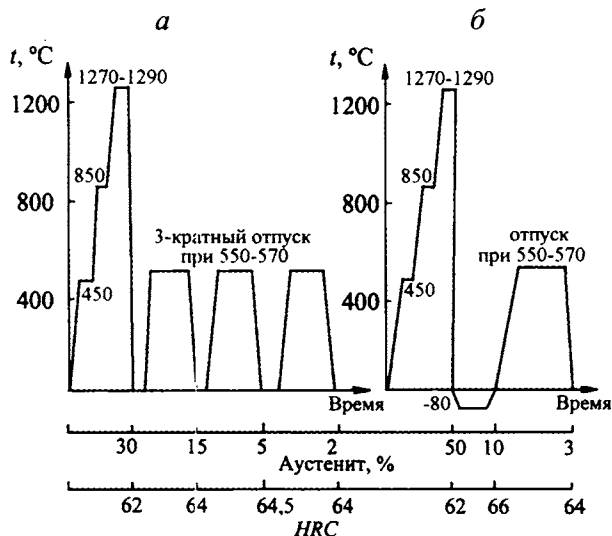


Рис.106. Режимы термической обработки инструмента из быстрорежущей стали P18: *а* — закалка и трехкратный отпуск; *б* — закалка, обработка холодом, отпуск

Порошковая быстрорежущая сталь обладает более высокой теплоустойкостью, чем сталь, изготовленная традиционными методами, и, как следствие, большей износостойкостью. Это объясняется более высокой степенью легированности аустенита элементами, входящими в состав стали, мелкодисперсной структурой и равномерным распределением карбидной фазы. В структуре порошковой быстрорежущей стали отсутствует карбидная неоднородность. Быстрорежущая сталь, изготовленная методом порошковой металлургии, имеет стойкость в 1,5–2 раза выше, чем стойкость быстрорежущей стали, полученной традиционным способом.

13.2. Металлокерамические твердые сплавы (ГОСТ 3882-74)

Металлокерамические твердые сплавы являются инструментальными материалами, состоящими из карбидов тугоплавких металлов и кобальта, играющего роль связки.

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Применяют карбиды вольфрама, титана и тантала, а за рубежом – также карбиды ниобия и ванадия. Сплавы получают спеканием порошков карбидов с порошком кобальта, являющегося связующим компонентом, при 1400–1550 °С после предварительного прессования.

Твердые сплавы изготавливают в виде пластин, которые медным припоем припаивают к державке из обычной углеродистой стали. Твердые сплавы применяют для резцов, сверл, фрез и другого инструмента.

Инструмент из металлокерамических твердых сплавов характеризуется высокой твердостью (80–97 HRA), износостойкостью в сочетании с высокой теплостойкостью (до 800–1000 °С). Их недостатком является высокая хрупкость.

Скорость резания твердыми сплавами в 5–10 раз выше скорости резания быстрорежущими сталями.

В зависимости от состава карбидной основы различают три группы твердых сплавов: вольфрамовые, титан-вольфрамовые и титан-тантал-вольфрамовые.

Вольфрамовые твердые сплавы изготавливают на основе карбида вольфрама WC и кобальта. Сплавы этой группы называют однокарбидными и обозначают буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта в процентах. Например, сплав ВК3 содержит 3 % Со и 97 % WC. Содержание кобальта может меняться (сплавы ВК6, ВК8). Чем больше содержание кобальта, тем выше прочность, хотя и несколько ниже твердость сплава. Они теплостойки до 800 °С. Их обычно применяют для обработки чугуна, сплавов цветных металлов.

Сплавы второй группы (двухкарбидные) изготавливают на основе карбидов WC и TiC на кобальтовой связке. Их маркируют буквами Т, К и цифрами. Цифры после буквы Т указывают содержание карбидов титана в процентах, а цифры после буквы К – содержание кобальта. Например, сплав Т15К6 содержит 15 % TiC, 6 % Со, остальное, т. е. 79 % , WC. Карбид вольфрама растворяется в карбиде титана при температуре спекания, образуя твердый раствор (Ti, W)C, имеющий более высокую твердость, чем WC. Сплавы этой группы имеют более высокую (до 900–1000 °С) теплостойкость, повышающуюся с увеличением содержания карбидов титана. Их в основном применяют для высокоскоростной обработки сталей.

Для изготовления сплавов третьей группы используют карбиды вольфрама, титана, тантала и порошок кобальта в качестве связки. Эти сплавы маркируют буквами ТТК и цифрами. Цифра, стоящая после букв ТТ, указывает суммарное содержание карбидов титана TiC и тантала TaC , а цифра, стоящая после буквы К, – содержание кобальта. Например, сплав ТТ7К12 содержит 4 % TiC , 3 % TaC , 12 % Co и 81 % WC . В их структуре присутствует твердый раствор $(Ti, Ta, W)C$ и избыток WC . Сплавы этого типа имеют более высокую прочность, чем сплавы второй группы, и лучшую сопротивляемость ударным воздействиям, вибрации и выкрашиванию. Их применяют для более тяжелых условий резания (черновое точение стальных слитков, поковок, литья).

13.3. Стали для измерительного инструмента

Стали этого назначения должны обладать высокой твердостью и износостойкостью, сохранять постоянство формы и размера в течение длительного срока эксплуатации. Кроме того, от них требуется хорошая обрабатываемость для получения высокого класса чистоты поверхности и малая деформация при термической обработке.

Для измерительного инструмента обычно применяют высокоуглеродистые стали У8–У12 и низколегированные стали марок Х, ХГС, ХВГ, 9ХС, содержащие около 1 % C и до 1,5 % Cr . Их твердость после термообработки должна быть не менее 60–64 HRC.

После обычной термической обработки в структуре высокоуглеродистых сталей обычно присутствует остаточный аустенит, обуславливающий ее нестабильность. Для обеспечения высокой твердости стали и стабильности размеров инструмента в процессе эксплуатации проводится специальная термическая обработка. Она состоит из закалки в масле, для особо точных инструментов применяют дополнительно обработку холодом при температуре $-80\text{ }^{\circ}C$ и длительный (до 30 ч) низкотемпературный отпуск – старение при 120–170 $^{\circ}C$. Нагрев при более высокой температуре недопустим из-за снижения твердости и износостойкости инструмента. Длительный отпуск предотвращает процессы старения и распад мартенсита в течение всего периода эксплуатации инструмента.

Для измерительных инструментов большого размера и сложной геометрии используют азотируемые стали типа 38Х2МЮА.

13.4. Штамповые стали

Штамповые стали применяют для изготовления штампов холодного и горячего деформирования, пуансонов, матриц, фильер, пресс-форм для литья под давлением. Химический состав некоторых марок штамповых сталей приведен в табл. 17.

В зависимости от температурных условий эксплуатации различают штамповые стали для деформирования в холодном и горячем состояниях.

Стали для штампов холодного деформирования. Стали этого типа должны обладать высокой твердостью и износостойкостью, высокой прочностью и удовлетворительной вязкостью для работы при ударных нагрузках. В зависимости от назначения различают три группы штамповых сталей для деформирования в холодном состоянии.

К первой группе относятся стали для вытяжных и вырубных штампов. Основные требования, предъявляемые к этим сталям, – высокая твердость и износостойкость. Для изготовления штампов этого типа применяют углеродистые стали марок У10–У12 и низколегированные стали Х, ХВГ, ХВСГ. После неполной закалки их отпускают при 150–180 °С на твердость 60 HRC.

Стали с повышенным содержанием хрома (6–12 %) (Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1) имеют более высокую износостойкость и глубокую прокаливаемость. Высокая твердость этих сталей достигается благодаря присутствию в структуре большого количества карбидов хрома Cr_7C_3 . Однако повышенное содержание карбидов хрома приводит к росту карбидной неоднородности. Структура и свойства высокохромистых сталей в значительной мере определяются правильным выбором режима термической обработки, особенно температуры закалки. После закалки обычно проводят низкий отпуск на твердость 61–63 HRC. Хорошо зарекомендовали себя стали Х12Ф4М, Х6Ф4М. Молибден и ванадий, дополнительно введенные в состав сталей, способствуют получению мелкозернистой структуры. Износостойкость штампов из стали Х12Ф4М в 1,5–2,0 раза выше по сравнению с износостойкостью штампов из стали Х12М.

Вторую группу составляют стали для штампов холодного выдавливания, испытывающие большие удельные давления. Эти стали должны хорошо сопротивляться деформации и иметь высокую прочность. Присутствие в их структуре остаточного аустенита недопусти-

мо. Для этого необходимо проведение высокого отпуска при температуре не ниже 500 °С. Поэтому, хотя эти стали и относятся к сталям для штампов холодного деформирования, они должны иметь довольно высокую теплостойкость. Этим требованиям удовлетворяет сталь 6Х4М2ФС.

Таблица 17

Химический состав некоторых штамповых сталей, %
(ГОСТ 5950 - 73)

Марка стали	C	Si	Mn	Cr
<i>Для деформирования в холодном состоянии</i>				
X6BΦ	1,05-1,15	0,15-0,35	0,15-0,40	5,5-6,5
X12	2,0-2,20	0,10-0,40	0,15-0,45	11,5-13,0
X12MΦ	1,45-1,65	0,10-0,40	0,15-0,45	11,0-12,5
X12Φ1	1,25-1,45	0,15-0,35	0,15-0,40	11,0-12,5
Марка стали	W	V	Mo	Ni
X6BΦ	1,1-1,5	0,5-0,8	-	-
X12	-	-	-	-
X12MΦ	-	0,15-0,3	0,4-0,6	-
X12Φ1	-	0,7-0,9	-	-
Марка стали	C	Si	Mn	Cr
<i>Для деформирования в горячем состоянии</i>				
7X3	0,65-0,75	0,15-0,35	0,15-0,40	3,2-3,8
5XHM	0,50-0,60	0,10-0,40	0,50-0,80	0,5-0,8
4XMΦC	0,37-0,45	0,50-0,80	0,50-0,80	1,5-1,8
3X2B8Φ	0,30-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40	2,2-2,7
Марка стали	W	V	Mo	Ni
7X3	-	-	-	-
5XHM	-	-	0,15-0,3	1,4-1,8
4XMΦC	-	0,3-0,5	0,9-1,2	-
3X2B8Φ	7,5-9,0	0,2-0,5	-	-

Примечание. Содержание серы и фосфора должно быть меньше 0,30 % во всех сталях

К третьей группе относятся стали для высадочных и чеканочных штампов, работающих при высоких ударных нагрузках. Сложность создания таких сталей состоит в том, что для повышения твердости необходимо увеличение содержания углерода, что может приводить к снижению ударной вязкости. Обычно для штампов этого назначения используют сталь 7X3. Более высокую стойкость показала сталь марки 6X3ΦC.

Стали для штампов горячего деформирования. В еще более тяжелых условиях работают штамповые инструменты для горячего формообразования. Материал штампов соприкасается с горячим металлом и нагревается, причем нагрев чередуется с охлаждением.

Материал для горячих штамповок должен удовлетворять комплексу требований:

- иметь высокую прочность не менее 1000 МПа;
- иметь достаточную вязкость;
- обладать высоким сопротивлением термической усталости;
- иметь хорошую окалиностойкость и высокую прокаливаемость.

В соответствии с указанными требованиями для штампов горячего формообразования применяют легированные стали, содержащие 0,3–0,6 % С, подвергаемые закалке и отпуску при 550–680 °С с целью получения трооститной и трооститно-сорбитной структуры.

Для молотовых штампов применяют сталь 5ХНМ и ее аналоги: 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ. После закалки и отпуска при 550 °С сталь 5ХНМ при комнатной температуре имеет следующие механические свойства: $\sigma_b = 1200\text{--}1300$ МПа, $\delta = 10\text{--}12$ %, $KCU = 0,4$ МДж/м². При нагреве до 500 °С: $\sigma_b = 850\text{--}900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 600\text{--}650$ МПа. При температурах эксплуатации выше 500 °С стойкость инструмента из стали 5ХНМ резко падает.

Хорошо зарекомендовали себя на автотракторных машиностроительных заводах стали 4ХМФС, 5Х2СФ и 4ХСНМЦР. Внедрение этих сталей взамен 5ХНМ для штамповки углеродистых и низколегированных сталей позволило повысить стойкость инструмента в 2–3 раза. Для изготовления крупногабаритных прессовых и молотовых штампов применяют сталь 5Х2НМФС, обеспечивающую повышение стойкости более чем в 2 раза. Для пресс-форм литья под давлением и прессования цветных металлов и сплавов до последнего времени использовали сталь 3Х2В8Ф.

Для изготовления крупного прессового инструмента (пресс-штемпелей, втулок контейнеров и матриц) на заводах цветной металлургии применяют стали 3ХВ4СФ и 4ХСН2МВФ.

Разработан новый класс штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации с рабочей температурой 700–800 °С. Примером такой стали служит 4Х2Н5М3К5Ф.

ГЛАВА 14. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

14.1. Свойства меди

Медь – металл красновато-розового цвета, кристаллическая ГЦК решетка с периодом $a = 0,3608$ нм, полиморфных превращений нет, температура плавления 1083 °С. Медь относится к тяжёлым цветным металлам; её плотность при 20 °С равна $8,94$ т/м³. Она обладает ценными технологическими свойствами: высокой электро- и теплопроводностью, хорошо обрабатывается давлением, сваривается всеми видами сварки, легко полируется. Чистая медь в отожженном состоянии имеет небольшую прочность и высокую пластичность: $\sigma_{\text{в}} = 220\text{--}240$ МПа, $\delta = 50$ % и $E = 132$ ГПа.

Медь обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в воздушной атмосфере. При взаимодействии с воздухом на меди образуется защитная пленка (патина), которая в зависимости от влажности и состава атмосферы, а также длительности пребывания в ней имеет разный состав и различные оттенки – от черного и коричневого до зеленого и синего.

Среди цветных металлов по объёму потребления медь находится на втором месте (после алюминия). Удельное электрическое сопротивление отожженной меди равно $0,0178$ мкОм·м. Из меди изготавливают провода, кабели, шины и другие токопроводящие изделия. Их получают методом холодной пластической деформации (волочением, прокаткой, плющением). Холодная пластическая деформация вызывает значительные изменения в структуре и свойствах меди. При больших степенях деформации медь принимает волокнистое строение. Прочность значительно возрастает (с 220 до 450 МПа), а пластичность падает (с 50 до 2 %). Под действием деформации электропроводность меди уменьшается. Для получения высокой электропроводности и пластичности медь подвергают ре-кристаллизационному отжигу. Величина зерна рекристаллизованной меди зависит от степени холодной пластической деформации, а также от температуры и продолжительности отжига. Значительное повышение температуры отжига (выше 900 °С) вызывает сильное укрупнение зерна за счёт собирательной рекристаллизации и резкое понижение прочности меди. Оптимальными температурами отжига являются $600\text{--}700$ °С.

Нашей промышленностью производится 11 марок меди с раз-

личным содержанием примесей. Наивысшей электропроводностью обладает бескислородная медь, полученная вакуумной плавкой. По ГОСТ 859-2001 в зависимости от содержания примесей различают следующие марки меди: М00 (99,99 % Cu), М0 (99,97 % Cu), М1 (99,9 % Cu), М2 (99,7 % Cu), М3 (99,5 % Cu) и др.

По характеру взаимодействия с медью легирующие элементы и примеси разделяют на три группы:

- растворимые в меди элементы Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Ag повышают прочность и твёрдость меди и используются для легирования сплавов на медной основе;
- нерастворимые элементы Pb и Bi ухудшают механические свойства меди и однофазных сплавов на её основе. Эти элементы почти нерастворимы в меди и образуют легкоплавкие эвтектики по границам зерен, что способствует красноломкости и ухудшает способность к горячей деформации;
- особо вредными примесями являются кислород и сера, образующие даже в небольших количествах хрупкую эвтектику Cu-Cu₂O или Cu-Cu₂S по границам зерен. При нагреве металла с включениями эвтектики в атмосфере, содержащей водород, который диффундирует в глубь меди, проявляется так называемая водородная болезнь $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{S}$ (или H_2S), в результате чего пары воды (или газ H_2S) создают высокое давление и возможно образование трещин.

Медь является основой важнейших сплавов – латуней, бронз и медно-никелевых сплавов.

14.2. Медные сплавы

Сохраняя положительные качества меди (высокие теплопроводность и электропроводность, коррозионную стойкость и т.д.), ее сплавы обладают хорошими механическими и антифрикционными свойствами. Для легирования медных сплавов в основном используют элементы, растворимые в меди, – цинк, олово, алюминий, бериллий, кремний, марганец, никель. Повышая прочность медных сплавов, легирующие элементы практически не снижают, а некоторые из них (цинк, олово, алюминий) увеличивают пластичность. Высокая пластичность – отличительная особенность медных сплавов. Относитель-

ное удлинение некоторых однофазных сплавов достигает 65 %. По прочности медные сплавы уступают только сталям. Временное сопротивление большинства сплавов меди лежит в интервале 300–500 МПа, что соответствует свойствам низкоуглеродистых нелегированных сталей в нормализованном состоянии. И только временное сопротивление наиболее прочных бериллиевых бронз после закалки и старения находится на уровне среднеуглеродистых легированных сталей, подвергнутых термическому улучшению ($\sigma_b=1100-1200$ МПа).

По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые (обрабатываемые давлением) и литейные; по способности упрочняться с помощью термической обработки – на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой. Однако наиболее распространенным является деление медных сплавов на *бронзы, латуни и медно-никелевые сплавы*.

Латунями называют сплавы меди с цинком. Маркируют латуни буквой Л и числами, характеризующими среднее содержание легирующих элементов. Так, например, латунь Л 90 содержит 90 % меди и 10 % цинка. Если латунь легирована, то алюминий в них обозначается буквой А; бериллий – Б; железо – Ж; кремний – К; медь – М; магний – Мг; мышьяк – Мш; никель – Н; олово – О; свинец – С; серебро – Ср; сурьма – Су; фосфор – Ф; цинк – Ц; цирконий – Цр; хром – Х; марганец – Мц.

В многокомпонентных деформируемых латунях (ГОСТ 15527-70) после Л ставятся буквы – символы элементов, а затем числа, указывающие содержание меди и каждого легирующего элемента. Например, латунь ЛАН 59-3-2 содержит 59 % меди, 3 % алюминия и 2 % никеля (остальное цинк). В марках литейных латуней (ГОСТ 17711-93) указывается содержание цинка, а количество каждого легирующего элемента ставится непосредственно за буквой, обозначающей его. Например, латунь ЛЦ40Мц3А содержит 40 % цинка, 3 % марганца и 1 % алюминия.

Диаграмма состояния медь-цинк показана на рис. 107.

Сложная, на первый взгляд, диаграмма имеет пять простых перитектических превращений.

В зависимости от содержания цинка из жидкой фазы выпадают различные твердые фазы α , β , γ , ϵ , δ , η :

α – граничный твердый раствор цинка в меди. Этот раствор

имеет решётку гранецентрированного куба. Из диаграммы видно, что с понижением температуры растворимость цинка в меди возрастает;

β – промежуточная фаза, электронное соединение CuZn с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным $3/2$. Имеет решётку объёмно-центрированного куба. При температурах ниже $454\text{--}468\text{ }^{\circ}\text{C}$ эта фаза принимает упорядоченное расположение атомов и обозначается β' . Упорядоченный твердый раствор на базе химического соединения CuZn имеет высокую твердость и хрупкость;

γ – промежуточная фаза, электронное соединение Cu_5Zn_8 с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным $21/13$ (γ -фаза имеет сложную кубическую решётку);

ε – промежуточная фаза, электронное соединение CuZn_3 с отношением числа валентных электронов к числу атомов, равным $7/4$ (ε -фаза имеет гексагональную решётку);

δ – промежуточная фаза, природа которой в настоящее время не установлена;

η – твердый раствор меди в цинке. Этот твердый раствор имеет гексагональную решётку.

При рассмотрении диаграммы состояния медь – цинк видно, что в сплавах, содержащих 32 % Zn при температуре $902\text{ }^{\circ}\text{C}$, в результате перитектического превращения появляется β -фаза, которая при дальнейшем очень медленном охлаждении растворяется в α -фазе, и сплавы при комнатной температуре будут иметь однофазное состояние. Все сплавы, содержащие до 39 % цинка, согласно диаграмме состоят из одного α -твердого раствора.

В производственных условиях при ускоренном охлаждении сплавов β -фаза не успевает полностью раствориться в α -твердом растворе и будет присутствовать в структуре сплавов, содержащих около 32 % цинка, а не 39 %, как это показано на диаграмме состояния.

Однофазные α -латуни имеют пластичность, которая увеличивается с повышением содержания цинка до 32 %. Эти латуни подвергаются холодной пластической деформации и рекристаллизации.

Марки однофазных α -латуней – Л 80 и Л 90 имеют цвет золота, их применяют для ювелирных и декоративных изделий. Такие латуни, содержащие высокий процент меди, называют полутомпаком или

томпаком. α -латуни содержат 55–61 % Cu; наиболее распространенная марка Л60, из нее изготавливают прутки, а из них с помощью обработки резанием различные детали.

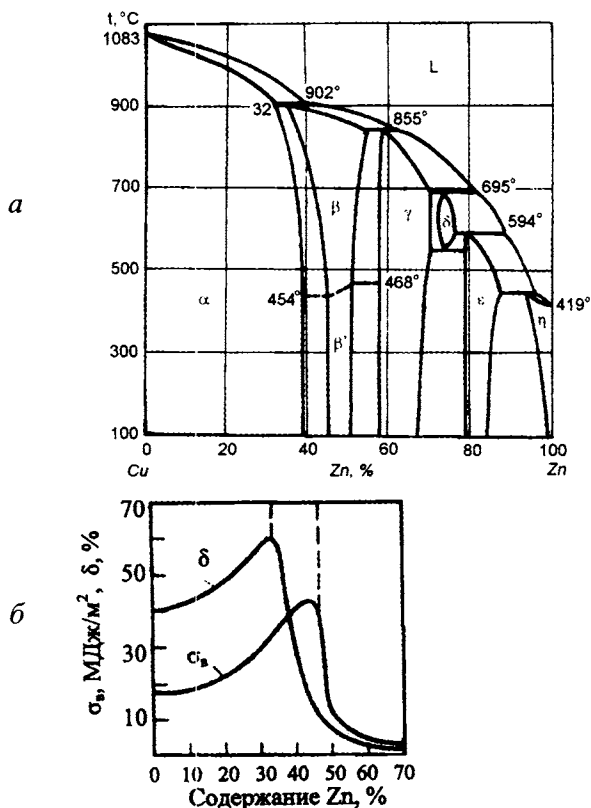


Рис. 107. Диаграмма состояния медь – цинк (а) и влияние цинка на механические свойства латуни (б)

Повышение содержания цинка удешевляет латуни, улучшает их обрабатываемость резанием, способность прирабатываться и противостоять износу. Вместе с тем уменьшаются теплопроводность и электрическая проводимость, которые составляют 20–50 % от характеристик меди.

Примеси повышают твердость и снижают пластичность латуней. Особенно неблагоприятно действуют свинец и висмут, которые в однофазных латунях вызывают красноломкость, поэтому однофазные

латуни в основном выпускают в виде холоднокатаных полуфабрикатов: полос, лент, проволоки, листов, из которых изготавливают детали методом глубокой вытяжки (радиаторные трубки, снарядные гильзы, сильфоны, трубопроводы), а также детали, требующие по условиям эксплуатации низкую твердость (шайбы, втулки, уплотнительные кольца и др.).

В двухфазных латунях вследствие $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения легкоплавкие эвтектические фазы находятся не по границам, а внутри зерен твердого раствора и не влияют на их способность к горячей пластической деформации. Иногда добавляют свинец для улучшения обрабатываемости резанием и повышения антифрикционных свойств. Ввиду малой пластичности при низких температурах эти латуни выпускают в виде горячекатаного полуфабриката: листов, прутков, труб, штамповок. Из них изготавливают втулки, гайки, тройники, штуцеры, токопроводящие детали электрооборудования и др.

Вследствие небольшого температурного интервала кристаллизации двойные латуни обладают низкой склонностью к дендритной ликвации, высокой жидкотекучестью, малой рассеянной усадочной пористостью и хорошей герметичностью. Но, несмотря на это, они практически не применяются для фасонных отливок, так как имеют довольно большую концентрированную усадочную раковину. Этот недостаток в меньшей степени присущ легированным латуням.

Механическая прочность латуней невысока. Для α -латуней характерны следующие значения механических свойств: $\sigma_b = 250\text{--}350$ МПа, $\delta = 50\text{--}55$ %, $\alpha + \beta$ -латуни имеют несколько большую прочность ($\sigma_b = 400\text{--}450$ МПа), но меньшую пластичность ($\delta = 35\text{--}40$ %). Прочность однофазной латуни может быть значительно повышена холодной пластической деформацией ($\sigma_b = 450\text{--}700$ МПа), однако пластичность резко снижается ($\delta = 3\text{--}5$ %).

В табл. 18 указаны химические составы и механические свойства ряда специальных латуней.

Двухфазные латуни нередко легируют Al, Fe, Ni, Sn, Mn, Pb и другими элементами. Такие латуни называют *специальными* или *многокомпонентными*.

Под влиянием третьего компонента резко изменяются свойства латуней. Сопротивление коррозии повышают Al, Zn, Si, Mn и Ni. Алюминий повышает механические свойства латуней и улучшает

коррозионную стойкость. Железо задерживает рекристаллизацию латуней и измельчает зерно.

Таблица 18

Химический состав и механические свойства некоторых марок латуней

Марка латуни	Структура	Содержание, %		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	НВ	Назначение
		Cu	Легирующие элементы				
Деформируемые латуни (ГОСТ 15527-2004)							
Л 90 (томпак)	α	88-91	-	260	45	530	Ленты, листы, трубы, художественные изделия, мембраны, змеевики
Л 80	α	79-81	-	320	52	550	Ленты, проволока, трубы конденсаторов, теплообменников
Л 63	$\alpha+\beta$	62-65	-	330	50	560	Ленты, проволока, пружины, трубы деталей радиаторов, патрубков, прокладки
ЛС59-1	$\alpha+\beta$	57-60	0,8-1,9 Pb	400	45	900	Полосы, пружины, втулки, краны, тройники, прокладки
ЛЖМц59-1-1	$\alpha+\beta$	57-60	0,6-1,2 Fe 0,1-0,4 Al 0,3-0,7 Sn 0,5-0,8 Mn	450	50	880	Проволока, трубы
Лаж60-1-1	$\alpha+\beta$	58-61	0,75-1,50 Al 0,75-1,50 Fe 0,1-0,6 Mn	450	45		Трубы, прутки, свариваемые элементы аппаратуры
Литейные латуни (ГОСТ 17711-93)							
ЛЦ16К4	$\alpha+\beta$	78-81	3,0-4,5 Si	300	15	100	Арматура, детали приборов
ЛЦ40Мц3Ж	$\alpha+\beta$	53-58	3,0-4,0 Mn 0,5-1,5 Fe	500	10	100	Детали ответственного назначения, гребные винты и их лопасти
ЛЦ23А6Ж3Мц2	$\alpha+\beta$	64-68	4,0-7,0 Al 2,0-4,0 Fe 1,5-3,0 Mn	700	7	160	Гайки нажимных винтов, червячные винты

Особенно благоприятное действие железо оказывает на латуни в сочетании с марганцем, никелем и алюминием. Олово в количестве 0,5–1,5 % существенно улучшает коррозионные свойства латуней, вследствие чего оловянные латуни называют *морскими*. Свинец до-

бавляют в латунь для облегчения обрабатываемости резанием и улучшения антифрикционных свойств.

Применение находят высокомедные латуни с добавлением алюминия до 4 % (ЛА 77-2), которые хорошо обрабатываются резанием благодаря однофазной структуре.

Никелевые латуни хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состояниях.

Кремний улучшает жидкотекучесть, свариваемость и способность к горячей и холодной пластической деформации латуни. Кремниевые латуни характеризуются высокой прочностью, пластичностью, вязкостью при различных температурах (от комнатной до низких).

Бронзы – это сплавы меди, в которых основной добавкой является любой элемент (олово, алюминий, бериллий, кадмий, титан и т.д.), кроме цинка. Бронзы обозначают буквами Бр, за которыми ставятся буквы и числа.

Бронзы подразделяют на оловянные (см. табл. 19) и безоловянные (см. табл. 20) и в каждой из этих групп – на обрабатываемые давлением и литейные. В марке обрабатываемых давлением оловянных (ГОСТ 4748-92) и безоловянных бронз (ГОСТ 18175-78), как было показано выше, после букв Бр стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации, а в конце марки в той же последовательности указаны средние концентрации соответствующих элементов (например, БрАЖМц10-3-1,5). В марке же литейных оловянных (ГОСТ 613-79) и безоловянных бронз (ГОСТ 493-79) после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. Если составы литейной и деформируемой бронз перекрываются, то в конце марки литейной бронзы стоит буква Л (например, БрА9ЖЗЛ).

14.3. Сплавы меди с оловом

В промышленности применяются оловянные бронзы с содержанием олова не выше 12 %. Бронзы в литом состоянии при содержании олова меньше 6 % имеют однофазную структуру α -твердого раствора. Дендритное строение объясняется большой склонностью этих сплавов к внутрикристаллической ликвации.

Сплавы с содержанием олова больше 6 % состоят из двух фаз и

двух структурных составляющих: α -твердого раствора и эвтектоида $\alpha+\delta$ ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$).

Таблица 19

Химический состав и механические свойства некоторых марок оловянных бронз

Марка сплава	Содержание, %				$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	НВ	Назначение
	Sn	Zn	Pb	P				
Бронзы, обрабатываемые давлением (ГОСТ 4748-92)								
БрОФ4-0,25	3,5-4,0	-	-	0,2-0,3	340	52	650	Трубки аппаратов и приборов
БрОФ6,5-0,15	6-7	-	-	0,1-0,25	400	65	700	Ленты, полосы, пружинящие контакты электрооборудования, мембраны, сетки
БрОЦ4-3	3,5-4,0	2,7-3,3	-	-	350	40	600	Ленты, полосы, прутки, проволока для пружин, крепежные детали
БрОЦС4-,25	3,5	3,5	1,5-3,5	-	350	40	600	Ленты и полосы для прокладок во втулках и подшипниках
Литейные бронзы (ГОСТ 613-79)								
БрО10Ф1	9-11	-	-	0,4-1,1	250	7	800	Сложное литье, подшипники, шестерни, червячные передачи
БрО5Ц5С5	4-6	4-6	4-6	-	180	4	600	Водная и паровая арматура, шестерни
БрО6Ц6С2	5-7	5-7	1-3	-	-	-	-	Сложные отливки, художественное литье

С увеличением содержания олова в промышленных литых сплавах возрастает их прочность. Пластичность сначала несколько повышается (до 6 %), а затем резко понижается в связи с появлением δ -фазы. В горячем состоянии δ -фаза довольно пластична, а в холодном – твердая и хрупкая, поэтому можно деформировать сплавы с содержанием олова более 6 % только в горячем состоянии. Оловянные бронзы хорошо воспринимают сварку и пайку, не дают искры при ударах, немагнитны, морозостойки и обладают высокими антифрикционными свойствами.

Литые сплавы характеризуются резко выраженной ликвацией, что объясняется широким интервалом затвердевания этих сплавов. Вследствие того, что диффузия в оловянных бронзах протекает крайне медленно, избавиться от внутрикристаллической ликвации можно лишь после многократной деформации и термической обработки, что осложняет технологический процесс.

Таблица 20

Механические свойства и назначения безоловянных бронз
(ГОСТ 18175-78, ГОСТ 493-79)

Марка бронзы	Содержание, %	Механические свойства		Назначение
		σ_b , МПа	δ , %	
Алюминиевые бронзы БрАЖ9-4	9 Al, 4 Fe	600	40	Для изготовления проката, штампованных шестерен, втулок, труб Арматура обоймы подшипников
БрАЖН10-4-4	10 Al, 4 Fe, 4 Ni	650	35	
БрА10ЖЗМц2	10 Al, 3 Fe, 2 Mn	390	10	
Кремниевая бронза БрКМц3-1	3 Si, 2 Mn	380	35	Прутки, лента, проволока для пружин
Свинцовая бронза БрС30	30 Pb	600	4	Антифрикционные детали
Бериллиевая бронза БрБ2	2 Be	1200	4	Полоса, лента, прутки, проволока, пружины, мембраны, контакты

Обработке давлением подвергаются однофазные бронзы. После холодной деформации бронзы рекристаллизуются при температуре 600–650 °С для придания полуфабрикатам (листам, лентам) определенных свойств или применяются в холоднодеформированном состоянии. Двухфазные бронзы имеют высокие антифрикционные свойства и хорошую коррозионную стойкость. Их применяют для вкладышей подшипников, паровой и водяной арматуры. В оловянные бронзы вводятся цинк с целью уменьшения содержания дорогостоящего олова, свинец – для улучшения обрабатываемости и фосфор – для раскисления и улучшения литейных свойств. Никель при содержании его около

1 % положительно влияет на свойства двойных оловянных бронз, измельчая их структуру и, тем самым, повышая механические и коррозионные свойства. Цинк не оказывает заметного влияния на структуру и свойства оловянных бронз. Преимущество оловянных бронз перед остальными бронзами – малая величина усадки.

14.4. Сплавы меди с алюминием, бериллием, свинцом и хромом

Алюминиевые бронзы обладают высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами. Практическое применение имеют бронзы, содержащие алюминия от 5 до 10 %. Часть диаграммы системы медь–алюминий приведена на рис. 108.

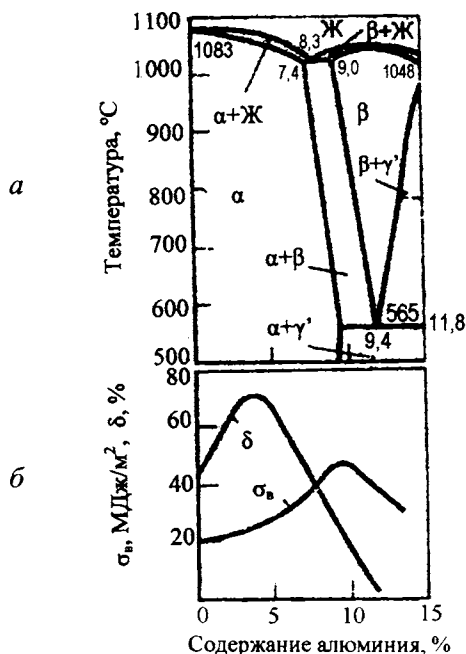


Рис.108. Диаграмма состояния медь–алюминий (а) и влияние алюминия на механические свойства сплавов (б)

При содержании алюминия меньше 9,5 % сплавы имеют однофазное состояние. Однофазные алюминиевые бронзы очень пластичны и легко деформируются как в холодном, так и в горячем состоя-

ниях. Сплавы с содержанием алюминия 9,5–11,8 % состоят из двух фаз $\alpha + \gamma'$ и двух структурных составляющих – избыточных кристаллов α и эвтектоида $\alpha + \gamma'$.

Механические и коррозионно-стойкие свойства у алюминиевых бронз выше, чем у оловянных. Для улучшения свойств алюминиевая бронза легируется железом, никелем и марганцем.

В отношении общей коррозии в атмосферных условиях, морской воде и других растворах алюминиевые бронзы значительно превосходят сплавы меди с цинком и оловянные бронзы.

Большинство алюминиевых бронз относится к термически неупрочняемым сплавам. Исключение составляет бронза БрАЖН 10-4-4, которая эффективно упрочняется после закалки и последующего старения.

Классический представитель термически упрочняемых бронз – *бериллиевая бронза* БрБ2. Бериллиевые бронзы обладают очень ценными свойствами. После термической обработки стандартная бериллиевая бронза с 2 % Ве обладает высокой твердостью ($HV = 400$) и прочностью 1250–1300 МПа, а также высокими значениями пределов упругости и усталости. Состаренная бериллиевая бронза имеет рекордный для медных сплавов уровень предела упругости ($\sigma_{0,03} = 800$ МПа), поэтому её используют для изготовления пружин, деталей часовых механизмов, мембран и т.д. Недостаток бронзы БрБ2 – высокая токсичность паров бериллия, что требует соответствующей техники безопасности при плавке.

Свинцовую бронзу БрС30 – двойной сплав Cu с 30 % Pb применяют для заливки вкладышей подшипников. В этой бронзе мягкие включения свинца распределены в более прочной и высокотеплопроводной медной матрице. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 облегчает условия работы подшипника при больших удельных давлениях и высоком числе оборотов, когда при трении выделяется много теплоты. Недостаток сплава – склонность к ликвации по удельному весу. Для ее предотвращения необходимо ускоренное охлаждение при заливке вкладыша.

Хромовая бронза БрХ также является термически упрочняемым сплавом. По составу она близка к точке предельной растворимости хрома в меди при эвтектической температуре. Бронзу БрХ закалывают при температуре 1000 °С в воде и подвергают старению при

450 °С; в течение 4 ч. При старении из пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные частицы хрома, упрочняющие сплав. Высокая точка плавления (температура эвтектики 1072 °С) обуславливает повышенную жаропрочность, а очень низкое содержание хрома в α -растворе после старения обеспечивает высокую электро- и теплопроводность. Бронзу БрХ используют для производства электропроводов сварочных машин.

Бронза БрКМц3-1 (см. табл. 20) хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состоянии, хорошо сваривается, обладает высокими литейными свойствами. Она рекомендована в качестве заменителя оловянных бронз; в некоторых случаях может заменять дорогую бериллиевую бронзу.

14.5. Медно-никелевые сплавы

Медно-никелевыми называют сплавы на основе меди, в которых легирующим элементом, определяющим основные свойства сплава, является никель. Медь с никелем образует непрерывный ряд твердых растворов. Добавка никеля к меди увеличивает твердость, прочность и электросопротивление, уменьшает термический коэффициент электросопротивления и повышает коррозионную стойкость во многих средах. Медно-никелевые сплавы подразделяют на коррозионно-стойкие и электротехнические.

К коррозионно-стойким относятся однофазные сплавы – мельхиор и нейзильбер.

Мельхиор МН19 применяют для изготовления медицинского инструмента и разменной монеты.

Нейзильбер МНЦ15-20 имеет серебристый цвет (от нем. Neusilber – новое серебро), хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии; из него изготавливают столовые приборы и художественные изделия (в торговле их называют мельхиоровыми). Цинк полностью входит в твердый раствор, и нейзильбер можно классифицировать как никелевую латунь.

К электротехническим медно-никелевым сплавам относятся *константан* (МНМц40-1,5), *манганин* (МНМц3-12) и *копель* (МНМц43-0,5). Константан имеет высокое электросопротивление и, что особенно ценно, почти нулевой термический коэффициент элек-

тросопротивления; его используют для изготовления резисторов.

Манганин характеризуется сочетанием низкого термического коэффициента электросопротивления и очень малой термоЭДС в паре с медью, что обуславливает широкое его применение в электроизмерительных приборах.

Копель отличается высоким удельным электросопротивлением. При контакте с медью, железом дает большую термоэлектродвижущую силу при ничтожно малом температурном коэффициенте.

ГЛАВА 15. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Алюминий – металл серебристо-белого цвета, не имеет полиморфных превращений и кристаллизуется в решетке ГЦК с периодом $a = 0,4041$ нм.

Алюминий обладает малой плотностью, хорошей теплопроводностью и электрической проводимостью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Хорошая коррозионная стойкость алюминия обусловлена образованием на его поверхности тонкой пленки оксида Al_2O_3 , предохраняющей металл от окисления. Примеси ухудшают все эти свойства алюминия. Постоянные примеси алюминия – Fe, Si, Cu, Zn, Ti. В зависимости от содержания примесей первичный алюминий подразделяют на три класса: особо высокой чистоты А999 ($\leq 0,001$ % примесей), высокой чистоты А995, А99, А97, А95 (0,005 – 0,050 % примесей) и технической чистоты А85, А8, А7 и др. Технический алюминий, выпускаемый в виде деформируемого полупродукта (листы, профили, прутки и др.), маркируется АД0 и АД1.

15.1. Классификация алюминиевых сплавов

Широкое применение в качестве конструкционных материалов имеют сплавы алюминия. Все алюминиевые сплавы можно разделить на три группы:

- 1) деформируемые, предназначенные для получения проката, труб, штамповок;
- 2) литейные сплавы;
- 3) сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (спеченные алюминиевые порошки (САП) и сплавы (САС)).

Алюминиевые сплавы маркируются буквами или условными номерами. Часто за условным номером дают обозначения, характеризующие состояние сплава: М – мягкий (отожженный); Т – термически обработанный (закалка и старение); Н – нагартованный и др. Примеры обозначения сплавов с помощью буквенно-цифровой и цифровой маркировок приведены в табл. 21.

Таблица 21

Примеры маркировок алюминиевых сплавов

Легирующие элементы	Маркировка		Легирующие элементы	Маркировка	
	буквенная	цифровая		буквенная	цифровая
Al чистый	АД00	1010	Cu, Mn, Mn,	AK6	1360
Mn	АМц	1400	Si	AK8	1380
Mg – Mn	АМг1	1510	Cu, Mg, Fe,	AK4	1140
	АМг5	1550	Ni, Si	AK4-1	1141
Mg – Si	AB	1343	Zn – Mg	-	1911
Cu – Mg	Д1	1100	Zn – Mg –	B95	1950
	Д16	1160	Cu	B96Ц1	1960
	ВАД1	1191	Cu – Mn	Д20	1200
	Д18	1187		-	1201



Рис. 109. Принципы цифровой маркировки алюминиевых сплавов

Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочность и твердость алюминия.

Примеры обозначения сплавов с помощью буквенно-цифровой и цифровой маркировки приведены в рис. 109 (новая цифровая), старая буквенно-цифровая маркировка в табл. 22.

Таблица 22

Буквенно-цифровая маркировка алюминиевых сплавов

Принцип классификации	Сплав	
	Название	Обозначения
По химическому составу	-	АМг, Амц
По назначению сплава	Дуралюмин	Д1, Д6
По технологическому назначению	Ковочный	АК6, АК8
По свойствам	Высокопрочный	В95, В96
По методу получения полуфабрикатов и изделий	Спеченный	САП, САС
По виду полуфабрикатов	Литейный	АЛ2
	Проволочный	Амг5П

Схема типовой диаграммы алюминий–легирующий элемент приведена на рис. 110. В соответствии с диаграммой состояния алюминиевые сплавы по технологическим свойствам подразделяются на деформируемые и литейные сплавы. Точка К соответствует предельной растворимости легирующего элемента в алюминии при эвтектической температуре.

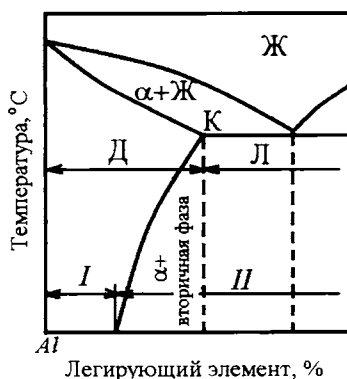


Рис. 110. Диаграмма алюминий–легирующий элемент

Таблица 23

Химический состав (%) и свойства некоторых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %				Режим термо-обработки	Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	прочие		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784-74)								
АМц	0,1	0,2	1,0-1,6	-	Отжиг	130	50	20
АМг2	0,1	1,8-2,6	0,2-0,6	-	-//-	190	100	23
АМг5	0,1	5,8-6,8	0,5-0,8	0,02-0,1 Ti 0,002-0,005 Be	-//-	340	170	20
Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784-74)								
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8		Закалка + старение	400	240	20
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9		-//-	440	330	18
В95	1,4-2,0	1,8-2,8	0,2-0,6	0,01-0,25 Cr 5,0-7,0 Zn	-//-	540	470	10
В96	2,0-2,6	2,3-3,0	0,3-0,8	8,0-9,0 Zn	-//-	750	720	7
АК6	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,7-1,2 Si	-//-	400	300	12
ВАД3	4,8-5,8	≤0,05	0,4-0,8	0,9-1,4 Li 0,1-0,25 Cd	-//-	450	280	20
01420	-	5,0-6,0	-	1,9-2,3 Li 0,09-0,15 Zr	-//-	420	270	5
Литейные сплавы (ГОСТ 2685-75)								
АК12 (АЛ2)	-	-	-	10-13 Si	Литье в землю	180	80	6
					Литье в кокиль	220	90	5
АК9	-	0,17-0,3	0,2-0,5	8-10,5 Si	Литье в землю (зака+старение)	260	200	4
АМ5	4,5-5,3	-	0,6-1,0	0,15-0,35 Ti	-//-	360	250	3

Сплавы левее точки К имеют при нагреве однофазную структуру α -твердого раствора, высокую пластичность и низкую прочность. Такие сплавы легко обрабатываются давлением и относятся к категории деформируемых. Однако деформируемые сплавы бывают двух типов: I – не упрочняемые термической обработкой и II – упрочняемые термической обработкой.

В деформируемых сплавах, не упрочняемых термической обработкой, содержание легирующего элемента (или элементов) меньше

предела насыщения твердого раствора при комнатной температуре. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах содержание легирующих элементов превышает их равновесную концентрацию, и чем больше изменение растворимости легирующего элемента с повышением температуры, тем больше эффект термического упрочнения.

Сплавы, находящиеся по химическому составу правее точки К, имеют структуру, состоящую из α -твердого раствора и эвтектики. Они обладают хорошими литейными свойствами (наилучшая жидкотекучесть у эвтектических сплавов), но плохо деформируются.

Состав и свойства некоторых алюминиевых сплавов приведены в табл.23.

15.2. Деформируемые алюминиевые сплавы

Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой, имеют сравнительно низкую прочность, но более высокую пластичность и коррозионную стойкость. Их применяют в отожженном состоянии или упрочненном с помощью холодной пластической деформации. К таким сплавам относятся сплавы системы Al–Mg (АМг) и Al–Mn (АМц). Эти сплавы хорошо обрабатываются давлением и свариваются. Из них изготавливают изделия, получаемые глубокой вытяжкой из листового материала.

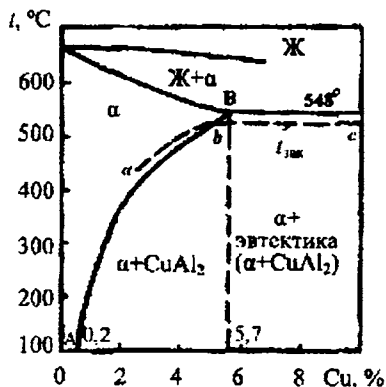


Рис.111. Диаграмма системы алюминий–медь

Широкое распространение получили деформируемые сплавы,

упрочняемые термической обработкой. Примером таких сплавов являются сплавы системы алюминий – медь (дуралюмины, см. рис. 111). Из диаграммы состояния Al–Cu видно, что максимальная растворимость меди в α -твердом растворе при температуре 548 °С составляет 5,7 %, в то время как при комнатной температуре – 0,2 %. Изменение предельной растворимости меди в алюминии с повышением температуры дает возможность упрочнения сплава путем закалки и старения.

15.3. Литейные алюминиевые сплавы

Они маркируются буквами АЛ, что означает алюминиевые литейные. Наиболее распространены системы Al–Mg, Al–Cu, Al–Si. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы Al–Si (силумины). Высокая жидкотекучесть, малая усадка, отсутствие или низкая склонность к образованию горячих трещин и хорошая герметичность силуминов объясняются наличием в структуре большого количества эвтектики, состоящей из твердого раствора и кристаллов практически чистого кремния.

Механические свойства зависят от химического состава, технологии изготовления (модифицирования, способа литья) и термической обработки. Диаграмма состояния системы алюминий – кремний приведена на рис. 112.

Широкое распространение получил силумин марки АК12 (АЛ2), содержащий 10–13 % кремния, обладающий высокой коррозионной стойкостью. В таком силумине (≈ 13 % Si) структура состоит из эвтектики и кремния. Появление в структуре сплавов крупных включений избыточного кремния вызывает снижение прочности и пластичности. Для улучшения структуры и свойств силуминов производят модифицирование. Перед разливкой в расплав вводятся модификаторы (или чистый Na 0,05–0,08 % или смесь фтористых и хлористых солей натрия – 67 % NaF и 33 % NaCl), которые значительно изменяют структуру силуминов. Под действием Na кремний в эвтектике кристаллизуется в форме сильно разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа под световым микроскопом имеют внутри эвтектики глобулярный или точечный вид, поэтому эвтектика в модифицированных силуминах имеет мелкозернистое строение, а заэвтектические сплавы

(12–14 % Si) становятся по структуре доэвтектическими с избыточными кристаллами α -твердого раствора и мелкопластинчатой эвтектикой. Такое изменение структуры силуминов объясняется тем, что атомы натрия адсорбируются на поверхности растущего кремния и способствуют образованию на ней множества двойников, которые и обуславливают сильное разветвление кремния в эвтектических колониях. Более выгодно использовать для модифицирования ~ 0,1 % стронция, который не теряет своих свойств при переплавке.

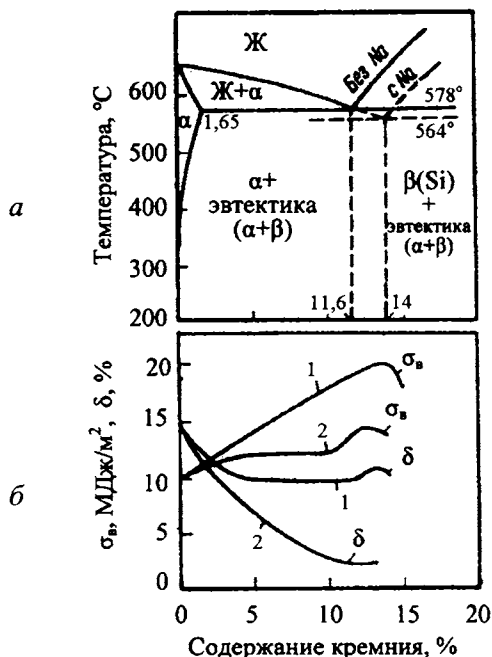


Рис. 112. Диаграмма состояния алюминий–кремний (а) и влияние кремния на механические свойства алюминия (б): 1 – модифицированного; 2 – без модифицирования

Прочность силумина невелика: $\sigma_b = 180$ МПа, $\sigma_{0.2} = 80$ МПа, $\delta = 7$ %. После модифицирования увеличивается относительное удлинение в 2 раза.

15.4. Спеченные алюминиевые сплавы

Спеченные алюминиевые сплавы характеризуются повышенными механическими и физическими свойствами. *Спеченный алюминиевый порошок (САП)* – это материал, полученный холодным или горячим брикетированием (прессованием) под давлением 700 МПа при 500–600 °С предварительно окисленной алюминиевой пудры (чешуек толщиной до 1 мкм). Потом из горячепрессованных брикетов ковкой, прокаткой или прессованием изготавливают изделия или полуфабрикаты. Поскольку каждая частичка пудры покрыта тонким слоем оксида алюминия, то чем тоньше пудра, тем больше в САПе оксида алюминия, выше его прочность, но ниже пластичность; в САПе содержится Al_2O_3 от 6 до 22 %. САП характеризуется высокой прочностью и жаропрочностью при повышенных температурах (350–500 °С). Так, временное сопротивление САП при 500 °С колеблется в интервале 80–120 МПа (в зависимости от содержания Al_2O_3).

Спеченные алюминиевые сплавы систем Al-Si-Ni (CAC-1) и Al-Si-Fe (CAC-2), отличающиеся низким коэффициентом термического расширения, изготавливают из порошков, полученных пульверизацией жидких сплавов. Это обеспечивает сплавам достаточно равномерную дисперсную структуру, содержащую мелкие включения кремния и интерметаллидов.

В настоящее время получили большое распространение гранулированные алюминиевые сплавы, которые отличаются повышенным содержанием легирующих элементов, таких как марганец, хром, цирконий, титан, ванадий, нерастворимых или малорастворимых в алюминии. Гранулы (литые частицы диаметром от нескольких миллиметров до десятых долей микрон) получают методом распыления расплава с высокими скоростями охлаждения (10^4 – 10^8 °С/с) в воде, в результате чего образуются пересыщенные твердые растворы на основе алюминия с равномерно распределенными тонкими включениями интерметаллидов. Такая структура имеет более высокие механические свойства по сравнению с литой структурой, полученной по обычным технологиям. Из гранул изготавливают прессованные полуфабрикаты и листы алюминиевых сплавов. В процессе горячей пластической деформации при изготовлении полуфабрикатов пересыщенные твердые растворы распадаются с выделением дисперсных

частиц интерметаллидов. Таким образом, роль закалки на пересыщенный твердый раствор играет кристаллизация при больших скоростях охлаждения, а при изготовлении полуфабрикатов происходит упрочняющее старение.

Композиционные алюминиевые материалы. Волокнистые композиционные материалы получают, армируя борными волокнами алюминиевые сплавы. Эти материалы ВКА-1, ВКА-2 используют для изготовления стрингеров, труб; для них характерны высокие значения циклической прочности.

Алюминиевые материалы, армированные стальной проволокой (КАС-1, КАС-1а), обладают высокой ударной вязкостью и жаропрочностью, большим сопротивлением распространению усталостной трещины и значительной прочностью.

ГЛАВА 16. ТИТАН И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

16.1. Свойства титана

Титан широко распространен в земной коре, где его содержится около 0,6 %, а по распространенности он занимает четвертое место после алюминия, железа и магния. Температура плавления титана (1668 ± 4) °С в зависимости от его чистоты.

Титан – металл серого цвета, имеющий малую плотность ($4,5 \text{ т/м}^3$) и две полиморфные модификации. Низкотемпературная (до 882 °С) модификация Ti_α имеет гексагональную решетку с периодами $a = 0,296 \text{ нм}$, $c = 0,472 \text{ нм}$, высокотемпературная модификация Ti_β (при 900 °С) имеет решетку ОЦК с периодом $a = 0,332 \text{ нм}$.

Промышленный способ производства титана состоит в обогащении и хлорировании титановой руды с последующим ее восстановлением из четыреххлористого титана металлическим магнием. Полученную титановую губку (ГОСТ 17746-96) маркируют по твердости на специально выплавленных из нее образцах (ТГ0100, ТГ110 и др.). Затем губку размалывают в порошок, прессуют и спекают либо переплавляют в дуговых печах в вакууме или в атмосфере инертных газов. Для уменьшения количества примесей рекомендуется его двух- или трехразовая переплавка. В зависимости от содержания примесей титан маркируют ВТ1-00 (сумма примесей $\leq 0,10 \%$), ВТ1-0 (сумма примесей $\leq 0,30 \%$).

Чистейший иодидный титан получают методом термической диссоциации из четырехиодидного титана, а также методом зонной плавки. Механические свойства титана существенно зависят от чистоты металла от примесей (табл. 24).

Таблица 24

Механические свойства иодидного и технического титана

Титан	Сумма примесей, %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ
BT1-0	0,30	450–600	380–500	20–25	50	207
Иодидный	0,093	250–300	100–150	50–60	70–80	130

Различают примеси внедрения – углерод, кислород, азот, водород, и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний. Примеси повышают прочность, но одновременно резко понижают пластичность. Особенно сильное отрицательное действие оказывают примеси внедрения.

Титан пластичен и легко обрабатывается давлением при комнатной и повышенных температурах, сваривается контактной и дуговой сваркой в защитных атмосферах, обеспечивая высокую прочность и пластичность сварного соединения. Он имеет низкий модуль нормальной упругости ($E = 112$ ГПа), почти в 2 раза меньший, чем у железа и никеля, что затрудняет изготовление жестких конструкций. По удельной прочности в интервале температур 300–600 °С сплавы титана не имеют себе равных; при температурах ниже 300 °С они уступают только алюминиевым сплавам, а выше 600 °С – сплавам на основе железа и никеля. Недостатком титана является плохая обрабатываемость резанием.

Благодаря окисной пленке титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, а также в кислотах органического происхождения.

Сплавы титана имеют несколько меньшую жаропрочность, чем специальные стали. Рабочая температура их использования не более 500–550 °С. При повышении этой температуры титан и его сплавы легко окисляются и интенсивно поглощают газы.



Рис. 113. Микроструктура литого технического титана $\times 250$:

а – после отжига; *б* – после закалки

Основной целью легирования титановых сплавов является повышение прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости. Широкое применение нашли сплавы титана с алюминием, хромом, молибденом, ванадием, марганцем, оловом и некоторыми другими элементами. Как и в сплавах железа, легирующие элементы оказывают влияние на полиморфные превращения титана.

16.2. Фазовые превращения в титановых сплавах

На рис. 114 представлены схемы диаграмм состояния титан – легирующий элемент.

Al, N, O повышают температуру полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$, расширяя область α -фазы (см. рис. 114, *а*) – это α -стабилизаторы.

Mo, V, Mn, Fe, Cr понижают температуру полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ и расширяют область существования β -фазы; их называют β -стабилизаторами. Некоторые β -стабилизаторы (Mn, Fe, Cr, Ni, Cu и др.) могут образовывать с титаном интерметаллидные соединения типа TiX . В этом случае при охлаждении $\beta \rightarrow \alpha + TiX$ (рис. 114, *б*). Такие β -стабилизаторы являются эвтектоидообразующими. При медленном охлаждении титана ниже $882^\circ C$ происходит превращение $\beta-Ti$ (ОЦК) $\rightarrow \alpha-Ti$ (ГПУ) путем образования центров зарождения и их роста. Структура такого $\alpha-Ti$ приведена на рис. 113, *а*. При быстром охлаждении (закалке) превращение $\beta-Ti \rightarrow \alpha-Ti$ происходит по сдвиговому механизму, типичному для мартенситного превращения. При этом образуется игольчатая струк-

тура – мартенсит с несколько искаженной ГПУ решеткой (см. рис. 113, б).

Образование мартенсита при закалке титановых сплавов по сравнению с закалкой стали сопровождается относительно невысоким ростом прочностных свойств. В то же время титановые сплавы с мартенситной структурой обладают весьма высокой пластичностью. Это объясняется тем, что у титановых сплавов образуется при закалке не пересыщенный твердый раствор типа внедрения (как у углеродистых сталей), а типа замещения.

Сплавы титана могут обладать двухфазной ($\alpha + \beta$)–структурой.

Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, применима только для сплавов с ($\alpha + \beta$)–структурой. Сплавы с устойчивой α -структурой нельзя упрочнить термической обработкой.

Легирующие элементы влияют на эксплуатационные свойства титана. Так, Fe, Al, Mn, V, Si, Cr повышают его прочность (σ_b), но снижают при этом пластичность (δ , ψ) и вязкость (KCU); Al, Zr, Mo увеличивают жаропрочность, а Mo, Zr, Nb, Ta, Pd – коррозионную стойкость.

Существует несколько классификаций промышленных титановых сплавов. По технологии изготовления титановые сплавы подразделяются на литейные, деформируемые, по механическим свойствам – на сплавы нормальной прочности, высокопрочные, жаропрочные, повышенной пластичности. По способности упрочняться с помощью термической обработки они делятся на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой, по структуре в отожженном состоянии – на α -, псевдо- α , ($\alpha + \beta$), псевдо- β и β -сплавы (термин «псевдо» означает, что помимо указанной фазы в структуре присутствует незначительное количество другой фазы). На рис. 116 показан характер структур титановых сплавов в отожженном и закаленном состояниях.

Литейные титановые сплавы. Специальные титановые литейные сплавы имеют хорошие литейные свойства. Небольшой температурный интервал кристаллизации обеспечивает им высокую жидкотекучесть и хорошую плотность отливки. Они обладают малой склонностью к образованию горячих трещин и небольшой усадке (1–3 %).

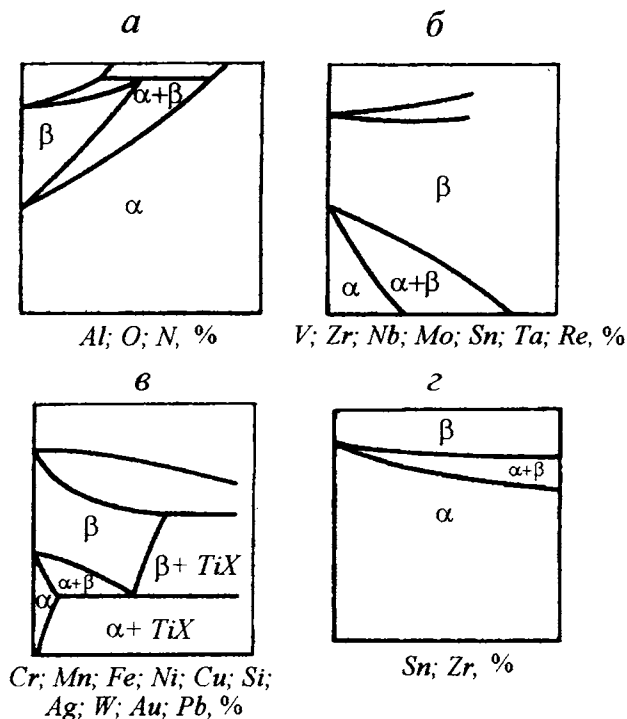


Рис. 114. Диаграммы состояния сплавов на основе титана (схемы):
a) Ti- α -стабилизаторы; *б)* Ti-эвтектоидообразующие β -стабилизаторы;
в) Ti-изоморфные β -стабилизаторы; *г)* Ti-нейтральные элементы

К недостаткам литейных титановых сплавов относятся большая склонность к поглощению газов и высокая активность при взаимодействии с формовочными материалами, поэтому их плавку ведут в вакууме или среде нейтральных газов.

Литейные сплавы обладают более низкими механическими свойствами, чем соответствующие деформируемые. Упрочняющая термическая обработка резко снижает пластичность литейных сплавов и поэтому не применяется. Для фасонного литья применяют титан и его сплавы: ВТ2Л, ВТ14Л, ВТ21Л, ВТ5Л, ВТ3-1Л. По составу сплавы ВТ5Л, ВТ14Л и ВТ3-1Л совпадают с деформируемыми сплавами ВТ5, ВТ14 и ВТ3-1 (см. табл. 25). Наиболее широко применяется сплав ВТ5Л, что обусловлено высокими литейными свойствами,

простотой технологии получения из него отливок, распространенностью и недефицитностью единственного в нем легирующего элемента – алюминия, высокой пластичностью и вязкостью отливок. Он не склонен к образованию трещин при литье, хорошо сваривается. Структура сплава ВТ5Л представляет собой крупные зерна α -фазы. Фасонные отливки из сплава ВТ5Л работают при температурах до 400 °С. Недостатком сплава является его невысокая прочность (800 МПа). Двухфазный литейный сплав ВТ14Л подвергают отжигу при 850 °С вместо упрочняющей термической обработки, резко снижающей пластичность отливок. ВТ14Л по литейным свойствам уступает ВТ5Л, но превосходит его по прочности ($\sigma_b = 950$ МПа).

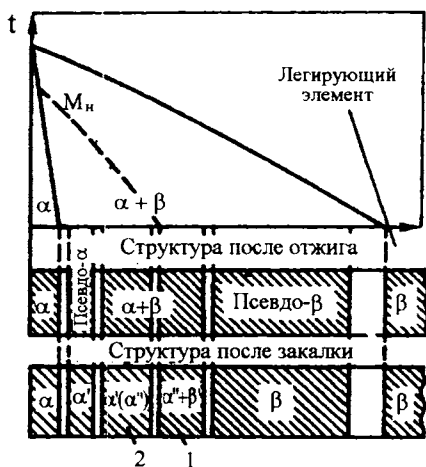


Рис. 115. Структура титановых сплавов в отожженном и закаленном состояниях: 1 – переходный класс; 2 – мартенситный класс

Наиболее прочный промышленный литейный сплав ВТ3-1Л, но его пластичность и жидкотекучесть ниже, чем у сплавов ВТ5Л, ВТ14Л. Структура отливок из этого сплава состоит из α , β , и α' -фаз, дисперсность которых зависит от условий охлаждения, в частности от габаритов отливки. Сплав характеризуется высокой термической стабильностью и жаропрочностью. Фасонные отливки из сплава ВТ3-1Л могут длительно работать при температуре до 450 °С.

Таблица 25

Состав и механические свойства основных промышленных сплавов титана (ГОСТ 19807-74)

Сплав	Содержание элементов (остальное Ti), %				Механические свойства				Вид полуфабриката
	Al	V	Mo	Другие элементы	σ_b , МПа	δ , %	KCU , МДж/м ²	σ_{-1} , МПа	
α-сплавы									
BT5	5	-	-	-	750- 950	10	0,5	-	Отливки, профили, поковки
BT5-1	5	-	-	2,5 Sn	800-1000	10	0,4	400	Листы, профили, трубы
OT4	4	-	-	1,5 Mn	700-900	11	0,4	420	Листы, полосы, ленты
α+β-сплавы									
BT6	6	4,5	-	-	950-1170	8,0	0,4	530	Поковки, листы, трубы
BT14	5,5	1,3	3,0	-	900-1050	10	0,5	400	Поковки, штамповые заготовки
BT8	6,5	-	3,5	0,3 Si	1050-1250	11	0,3	530	Поковки, штамповые заготовки

Деформируемые титановые сплавы. К сплавам с α-структурой относятся сплавы титана с алюминием (BT5), а также сплавы, дополнительно легированные оловом или цирконием (BT5-1). Они характеризуются средней прочностью при 20 °С, высокими механическими свойствами при повышенных температурах (450–500 °С). Сплавы отлично свариваются, но удовлетворительно обрабатываются резанием. К недостаткам сплавов относятся неупрочняемость термической обработкой и низкая технологическая пластичность. Сплавы с оловом более технологичны, но они самые дорогие из α-сплавов. Из сплава BT5-1 изготавливают листы, поковки, трубы, проволоку и профили. В горячем состоянии сплавы куют, прокатывают и штампуют.

Псевдосплавы имеют преимущественно α-структуру и небольшое количество β-фазы. Сохраняя достоинства α-сплавов, они, благодаря наличию β-фазы, обладают высокой технологической пластичностью. Сплавы с низким содержанием алюминия (2–3 %) обрабатываются давлением в холодном состоянии и только при изготовлении сложных деталей подогреваются до 500–700 °С (OT4, OT4-1). Сплавы с большим содержанием алюминия при обработке давлением требу-

ют подогрева до более высоких температур (600–800 °С). Сплав ВТ20, содержащий 7–8 % алюминия и дополнительно легированный цирконием, кремнием, молибденом и ниобием, используют в изделиях, работающих при наиболее высоких температурах, где требуется жаропрочность.

Двухфазные ($\alpha+\beta$)–титановые сплавы обладают лучшим сочетанием технологических и механических свойств. Они упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и старения, хуже свариваются, чем α -сплавы.

Представители ($\alpha+\beta$)–сплавов – это сплав ВТ6, а также сплавы ВТ9, ВТ16, ВТ14, ВТ8. Они поставляются в виде поковок, штампованных заготовок, прутков, листов, ленты. Сплав ВТ14 способен длительно работать при 400 °С и кратковременно при 500 °С. Сплав ВТ8 относится к жаропрочным ($\alpha+\beta$)–сплавам: он предназначен для длительной работы при 450–500 °С под нагрузкой. Сплав хорошо деформируется в горячем состоянии, но плохо сваривается.

Псевдо- β -титановые сплавы характеризуются высоким содержанием β -стабилизаторов и отсутствием в связи с этим мартенситного превращения. В процессе закалки в сплавах подавляется диффузионный распад β -фазы, но он частично реализуется при последующем старении, вызывая упрочнение сплава. Сплавы характеризуются высокой пластичностью в закаленном состоянии и высокой прочностью – в состаренном; они удовлетворительно свариваются аргонодуговой сваркой. Широкое распространение получил сплав ВТ15. Он предназначен для работы при температурах до 350 °С. В закаленном состоянии прочность невысокая и составляет $\sigma_b = 900$ МПа, а после старения достигает $\sigma_b = 1500$ МПа (при пластичности $\delta = 6$ %). β -сплавы (имеют стабильную β -фазу) большого применения не нашли.

Порошковые сплавы титана. Применение методов порошковой металлургии для производства титановых сплавов позволяет добиться снижения до 50 % стоимости и времени изготовления изделий при сохранении тех же эксплуатационных свойств. Титановый порошок ВТ6, полученный горячим изостатическим прессованием, обладает теми же механическими свойствами, что и деформируемый сплав после отжига ($\sigma_b = 970$ МПа, $\delta = 16$ %). Закаленному и состаренному сплаву ВТ6 порошковый сплав уступает в прочности, но превосходит в пластичности.

16.3. Термическая обработка титановых сплавов

В зависимости от состава и назначения титановые сплавы подвергают отжигу, закалке, старению и химико-термической обработке. Титан и α -сплавы титана не упрочняются термической обработкой, их подвергают только рекристаллизационному отжигу после холодной деформации для снятия наклепа. Отжиг α -сплавов проводят при 800–850 °С, а ($\alpha + \beta$)-сплавов при 750–800 °С.

С повышением количества β -стабилизатора температура отжига снижается. Температура отжига ($\alpha + \beta$)-сплавов не должна превышать температуры $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ (температуры A_{c3}), так как в β -области происходит сильный рост зерна. Для обеспечения высокой конструктивной прочности следует применять отжиг при температуре на 20–30 °С ниже температуры превращения $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$.

($\alpha + \beta$)-сплавы в отличие от α -сплавов могут быть упрочнены закалкой с последующим старением. При быстром охлаждении сплавов, нагретых до области β -фазы (выше A_{c3}), протекает мартенситное превращение, которое, как и в стали, протекает в интервале температур. Чем выше в сплаве содержание β -стабилизатора, тем ниже температуры мартенситного превращения M_n и M_k . В некоторых случаях, чтобы избежать интенсивного роста зерна, который происходит в β -состоянии, закалку производят из ($\alpha + \beta$)-области. Результатом закалки является мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha'$. В высоколегированных титановых сплавах температура начала мартенситного превращения может быть ниже комнатной, поэтому при закалке фиксируется переохлажденная β -фаза.

При нагреве закаленных титановых сплавов происходит распад метастабильной фазы (мартенсита). Если при нагреве закаленного сплава происходит распад метастабильной α' -фазы мартенсита, то говорят об отпуске сплава. Если же распадается метастабильная β' -фаза, то говорят о старении.

Для повышения износостойкости титановые сплавы подвергают поверхностному насыщению азотом – азотированию. Азотирование проводят в среде сухого, очищенного от кислорода азота. Азотируют при 850–950 °С в течение 10–50 ч. При этом на поверхности образуется тонкий нитридный слой толщиной 0,06–0,20 мм, $HV = 12000$, что приводит к повышению износостойкости, жаропрочности и жаростойкости.

Для повышения жаростойкости титановые сплавы подвергают также силицированию и другим видам металлизации.

Для повышения прочностных и пластических свойств в некоторых случаях титановые сплавы подвергают высокотемпературной или низкотемпературной термомеханической обработке (ВТМО или НТМО).

Применение сплавов титана. Из сплавов титана изготавливают: обшивку самолетов, морских судов, подводных лодок; корпуса ракет и двигателей; диски и лопатки стационарных турбин и компрессоров авиационных двигателей; гребные винты; баллоны для сжиженных газов; емкости для агрессивных сред и др.

ГЛАВА 17. БЕРИЛЛИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

17.1. Свойства бериллия

Бериллий – металл серого цвета, обладающий полиморфизмом. Низкотемпературная модификация Be_α , существующая до 1250 °С, имеет решетку гексагональную с периодами $a = 0,2286$ нм; $c = 0,3584$ нм; высокотемпературная модификация Be_β (1250–1284 °С) – решетку ОЦК. Плотность бериллия 1,845 т/м³. Бериллий от сплавов титана выгодно отличает высокая удельная жесткость. Основные свойства бериллия: временное сопротивление разрыву $\sigma_b = 680$ МПа, удельная прочность $\sigma_b/\rho \cdot g = 37$, удельная жесткость $E/\rho \cdot g = 16100$. *Высокая удельная жесткость* – это важнейшая характеристика современных конструкционных материалов. В сочетании с хорошей удельной прочностью она позволяет снизить массу конструкции при повышении ее прочности и жесткости, что особенно важно в самолето- и ракетостроении. Кроме того, бериллий обладает хорошей теплопроводностью и электропроводностью, демпфирующей способностью и другими ценными свойствами.

Бериллий относится к числу редких металлов. Его добывают из минерала берилла – $3BeO \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$. Содержание в земной коре бериллия небольшое – 0,0005 %. Высокая стоимость бериллия определяется малым его распространением в природе и сложной технологией получения из него полуфабрикатов. Слитки после вакуумной переработки либо обрабатываются давлением для получения полу-

фабрикатов (малые слитки диаметром до 200 мм), либо перерабатываются в порошок, из которого получают изделия или полуфабрикаты методом порошковой металлургии. Литой бериллий хрупкий, поэтому прокатку ведут при нагреве и в стальной оболочке, которую затем стравливают.

На хрупкость бериллия оказывают большое влияние и примеси. Так как бериллий имеет небольшой атомный радиус (0,113 нм), то почти все примеси искажают его кристаллическую решетку и снижают пластичность. Исключение составляет только алюминий, который практически нерастворим в бериллии и поэтому улучшает пластичность. В связи с этим его используют для легирования сплавов на основе бериллия. Согласно зарубежным данным, бериллий, полученный методом зонной плавки за восемь проходов, имеет чрезвычайно высокую пластичность ($\delta = 140\%$). Бериллий, полученный методом порошковой металлургии, имеет более высокие механические свойства и мелкозернистую структуру.

Помимо высокой стоимости, малой пластичности, низкой технологичности и анизотропии свойств к недостаткам бериллия следует отнести его токсичность.

Однако бериллий является по своим свойствам лучшим материалом для деталей конструкций. Его применяют в консолях крыльев, элеронах, тягах управления и других деталях сверхзвуковых самолетов. Его применяют в инерционных системах навигации для ракет, самолетов, подводных лодок. Он незаменим для зеркал оптических приборов. Высокие удельная жесткость и особенно прочность проволоки диаметром в несколько десятков микронов ($\sigma_b = 1300$ МПа) открывают еще одну область применения бериллия – для армирования композиционных материалов на основе алюминия, титана и др.

17.2. Бериллиевые сплавы

Наибольшее распространение получили сплавы бериллия с почти нерастворимым в нем при 20 °С алюминием. На рис. 116 приведена диаграмма состояния Al-Be. Эвтектика, образующаяся при концентрации 2,5 % Be, состоит из почти чистого алюминия с незначительным количеством вкраплений бериллия и характеризуется высокой пластичностью. Промышленное применение получили сплавы,

содержащие 5–80 % Be. Согласно равновесной диаграмме, все эти сплавы – заэвтектические. Чем больше в сплавах бериллия, тем выше их прочность и жесткость (см. рис. 117). В неравновесных условиях кристаллизации эвтектика как бы «вырождается» и структура сплава состоит из матрицы, представляющей собой мягкую, пластичную фазу практически чистого алюминия, и включения частиц твердого и хрупкого бериллия.

Сплавы пластичнее и поэтому технологичнее чистого бериллия. Так, сплав, содержащий 24 % Al (остальное Be), характеризуется следующими свойствами: $\sigma_B = 620$ МПа; $\sigma_{0,02} = 510$ МПа; $\delta = 3$ %; $E = 260$ ГПа.

Легирование двойных сплавов элементами, растворимыми в бериллиевой фазе, ухудшает свойства этой фазы и сплавов в целом, а элементами, растворимыми в алюминиевой фазе, улучшает свойства сплавов. Наибольший эффект упрочнения при одновременном повышении пластичности наблюдается у сплавов с малым количеством бериллия (~ 30 % Be). Добавка 5 % Mg к сплаву, содержащему 30 % Be (остальное алюминий), увеличивает предел прочности от 200 до 450 МПа, а относительное удлинение – от 18 до 25 %. Заметно повышается и модуль нормальной упругости (от 150 до 300 ГПа). Повышение прочности сплавов системы Al-Be-Mg объясняется прежде всего твердорастворным упрочнением основы сплавов, представляющей собой α -твердый раствор магния в алюминии. Кроме того, мелкозернистая структура этих сплавов и равномерное распределение частичек практически чистого бериллия вызывают более равномерные деформации при нагружении материала и соответственно одновременное повышение его прочности и пластичности.

В отличие от двойных бериллиевых сплавов, которые спекают и прессуют из порошков, сплавы с магнием получают сплавлением, а слитки подвергают обработке давлением. Сплавы системы Al-Be-Mg хорошо свариваются и рекомендуются для сварных конструкций. Поставляют их в виде деформированных или отожженных полуфабрикатов ($T = 350\text{--}400$ °C).

Легирование никелем, кобальтом, медью (элементами, расширяющими температурную область существования Be_B) увеличивает диапазон горячей обработки давлением. Однако эти элементы, увеличивая прочность, приводят к снижению пластичности при 20 °C.

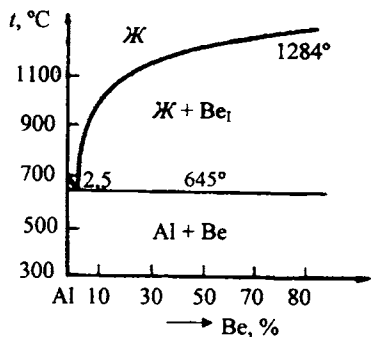


Рис. 116. Диаграмма состояния Al–Be

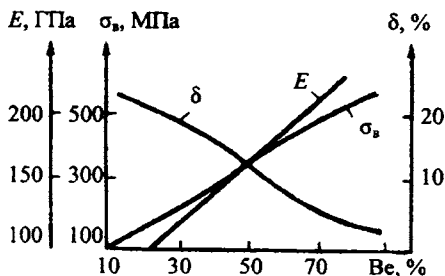


Рис.117. Зависимость механических свойств сплавов Al-Be от содержания бериллия

Сохраняют прочность до очень высоких температур так называемые *бертоллиты*. Они представляют собой интерметаллидные соединения бериллия с переходными металлами (Ta, Nb, Zr и др.) Бертоллиты имеют высокую температуру плавления ($\sim 2000^\circ\text{C}$), высокую твердость (500–1000 HV), жесткость ($E = 300\text{--}350$ ГПа) при сравнительно низкой плотности ($\sim 2,7\text{--}5,0$ т/м³). Бертоллиты очень хрупкие. Из них изготавливают порошковой технологией мелкие несложные по форме детали для гироскопов и систем управления.

ГЛАВА 18. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Магний – металл светло-серого цвета, не имеет полиморфных превращений. Температура плавления 651°C . Среди промышленных металлов обладает наименьшей плотностью (1,74 т/м³). В литом состоянии магний имеет низкие значения прочности: $\sigma_b = 100\text{--}120$ МПа, $\sigma_{0.2} = 20\text{--}30$ МПа, $\delta = 6\text{--}8\%$, $\psi = 9\text{--}10\%$, HV = 300.

В литом состоянии магний имеет крупнозернистое строение с включениями различных примесей. В зависимости от содержания примесей установлены следующие марки магния (ГОСТ 804-72): Mg96 (99,96 % Mg), Mg95 (99,95 % Mg), Mg90 (99,90 % Mg). Чистый магний характеризуется высокой химической активностью и легко

окисляется. Оксидная пленка MgO имеет значительно большую плотность ($3,2 \text{ т/м}^3$), чем чистый магний, и склонна к растрескиванию. При нагреве оксидная пленка теряет свои защитные свойства, скорость окисления магния быстро возрастает, а при 623°C магний воспламеняется на воздухе.

Из-за низких механических свойств технический магний как конструкционный материал не применяется, его используют в пиротехнике и химической промышленности для синтеза органических препаратов, а также в металлургии в качестве раскислителя, восстановителя и модификатора. В основном магний применяется для производства сплавов на его основе и в качестве легирующего элемента.

Достоинством магниевых сплавов является высокая удельная прочность. Временное сопротивление отдельных сплавов достигает $250\text{--}400 \text{ МПа}$ при плотности менее 20 т/м^3 (см. табл. 26). В горячем состоянии магниевые сплавы хорошо куются, прокатываются и пресуются.

Основными легирующими элементами магниевых сплавов являются алюминий, цинк, марганец. Для дополнительного легирования используют цирконий, кадмий, церий и другие элементы. Механические свойства сплавов магния при 20°C улучшаются при легировании алюминием, цинком, цирконием, при повышенной температуре – добавкой церия и неодима.

Цирконий и церий оказывают модифицирующее действие на структуру сплавов магния, уменьшая зерно в десятки раз.

Увеличение растворимости легирующих элементов в магнии с повышением температуры дает возможность упрочнять магниевые сплавы с помощью закалки и искусственного старения.

Термическая обработка магниевых сплавов имеет много общего с алюминиевыми сплавами. Однако из-за низкой скорости диффузии закалку магниевых сплавов обычно проводят на воздухе, а старение проводят при температурах $200\text{--}250^\circ\text{C}$ и при более длительных выдержках $16\text{--}24 \text{ ч}$.

Временное сопротивление разрыву и особенно предел текучести магниевых сплавов значительно повышаются с помощью термомеханических обработок. ВТМО магниевых сплавов состоит в пластическом деформировании при температуре закалки и последующем старении; НТМО – в холодном или теплом (ниже температуры рекри-

сталлизации) деформировании на 10–15 %.

Из других видов термической обработки к магниевым сплавам применимы различные виды отжига: гомогенизационный, рекристаллизационный и отжиг для снятия остаточных напряжений. Для деформируемых сплавов диффузионный отжиг совмещают с нагревом для горячей обработки давлением. Температура рекристаллизационного отжига находится в интервале 250–350 °С.

Таблица 26

Химический состав и механические свойства магниевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, % (ост. Mg)				σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU, МДж/м ²	НВ
	Mn	Zn	Al	Прочие	МПа		%			
Деформируемые сплавы (ГОСТ 14957-76)										
MA5*	0,15-0,5	0,2-0,8	7,8-9,2	–	320	220		–		55
MA11*	1,5-2,5	–	–	2,5-4 Nd,	280	240	10	–	0,35	–
				0,1-0,25 Ni						
MA14*	–	5-6	–	0,3-0,9 Zr	350	300	9	–	0,6	60
MA19*	–	5,5-7	–	0,5-1 Zr, 1,4-2 Nd 0,2-1 Cd	380	330	5	–	0,5	80
Литейные сплавы (ГОСТ 2856-79)										
ML5*	0,15-0,5	0,2-0,8	7,5 - 9	–	255	120	6	15	0,5	
ML8*	–	5,5-6,6	–	0,7-1,1 Zr, 0,2-0,8 Cd	255	155	5	13	–	
ML12*	–	4-5	–	0,6-1,1 Zr	270	160	6	12	0,4	
ML9	–	–	–	0,4-1 Zr, 0,2-0,8 Y, 1,9-2,6 Nd	200	95	8	–	0,7	–
ML10		0,1-0,7		0,4-1 Zr, 2,2-2,8 Nd	200	995	66	–	0,5	26
ML15	–	4-5	–	0,7-1,1 Zr, 0,6-1,2 La	210	130	3	5	0,5	28
* Свойства приведены после закалки и старения; для остальных сплавов в литом состоянии.										

Магниевого сплавы хорошо обрабатываются резанием, легко шлифуются и полируются. Они удовлетворительно свариваются контактной, роликовой и дуговой сварками.

К недостаткам магниевых сплавов наряду с низкой коррозионной стойкостью и малым модулем упругости следует отнести плохие литейные свойства, склонность к газонасыщению, окислению и воспламенению при их изготовлении.

Небольшие добавки бериллия (0,02–0,05 %) уменьшают склонность к окислению, а добавки кальция (до 0,2 %) – к образованию пор в отливках. Плавку и разливку магниевых сплавов ведут под специальными флюсами.

Для защиты от коррозии изделия из магниевых сплавов подвергают оксидированию с последующим лакокрасочным покрытием.

Существует несколько классификаций магниевых сплавов.

По способу производства из них полуфабрикатов и изделий они делятся на деформируемые и литейные. Деформируемые и литейные магниевые сплавы маркируют соответственно буквами МА и МЛ, далее следует номер сплава. Для повышения пластичности магниевых сплавов в них понижают содержание вредных примесей железа, никеля и меди (сплавы повышенной чистоты). В этом случае к марке сплава добавляют строчечные буквы «пч», например, МА2пч.

При классификации по возможным температурам эксплуатации магниевые сплавы подразделяют на следующие группы:

- 1) предназначенные для работы при обычных температурах (сплавы общего назначения); жаропрочные сплавы (для длительной эксплуатации при температурах до 200 °С);
- 2) высокожаропрочные (для длительной эксплуатации при температурах до 250–300 °С);
- 3) предназначенные для эксплуатации при низких (криогенных) температурах.

Также различают термически упрочняемые и термически неупрочняемые сплавы.

ГЛАВА 19. НИКЕЛЬ И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

Никель относится к группе тяжелых цветных металлов. Это серебристо-белый металл, температура плавления 1455 °С, имеет гранцентрированную кристаллическую решетку (ГЦК). Плотность никеля при 20 °С равна 8,9 т/м³. Никель, как платина и палладий, является химически стойким элементом, не окисляется в атмосферных условиях при комнатной температуре. Удельное электросопротивление никеля составляет при 0,082·10⁻⁶ Ом·м 0 °С, а при 700 °С – 0,440·10⁻⁶ Ом·м.

При комнатной температуре никель ферромагнитен. Одним из его важных магнитных свойств является магнитострикция, т. е. относительное изменение длины ферромагнитного тела при намагничивании. Никель уменьшает длину под действием магнитного поля, а при 358 °С никель теряет свои ферромагнитные свойства.

Никель остродефицитный металл. Его в больших количествах используют для легирования сталей и медных сплавов, производства жаропрочных никелевых сплавов, материалов электровакуумной техники, никелирования, производства катализаторов.

В чистом виде никель пластичен, хорошо деформируется в холодном состоянии и сваривается.

Никель выпускается пяти марок: Н-0 – 99,99 % Ni, Н-1 – 99,93 % Ni, Н-2 – 99,8 % Ni, Н-3 – 98,6 % Ni, Н-4 – 97,6 % Ni. Большое влияние на механические свойства никеля оказывают примеси. Особенно вредными примесями, ухудшающими механические свойства никеля, являются сера, свинец, цинк и углерод.

Сплавов на основе никеля насчитывается более трех тысяч наименований. Их можно разделить на следующие группы: а) жаропрочные; б) конструкционные; в) электротехнические; г) с особыми физическими свойствами.

Жаропрочные и жаростойкие никелевые сплавы. Жаростойкие сплавы на никелевой основе (нихромы) представляют собой малоуглеродистые Ni-Cr, Ni-Cr-Fe или Ni-Cr-W-Fe твердые растворы, легированные Si, Al, Ti. Эти сплавы, имея в основном структуру гомогенных твердых растворов, отличаются сочетанием высокой жаростойкости и значительным электрическим сопротивлением (1,05–1,40 Ом·мм²/м); их температура плавления составляет 1370–1420 °С, предел прочности на растяжение – 700–1000 МПа; от-

носительное удлинение – 20–40 %. Они имеют хорошие технологические свойства, что позволяет их сваривать, изготавливать из них проволоку, ленту. Нихромы применяют для изготовления нагревательных элементов электрических печей и бытовых приборов, изделий, эксплуатируемых при высоких температурах и небольших механических нагрузках. В промышленности нашли применение нихромы следующих марок: Х10Н90, Х20Н80, Х40Н60, Х50Н50, а также нихромы с дополнительным легированием – Х20Н75БТЮ, Х25Н60В15Т. Наибольшей жаростойкостью в окислительных средах обладают нихромы Х20Н80, Х30Н70.

Для агрессивных сред (продукты сгорания топлива, содержащие соединения серы) используют нихромы Х50Н50 и Х40Н60, имеющие двухфазную ($\alpha + \gamma$)-структуру. Однако эти сплавы обладают повышенной хрупкостью, что не позволяет использовать их в качестве материалов, работающих в напряженном состоянии.

Жаропрочные сплавы обладают повышенными пределами ползучести и длительной прочностью. Основой этих сплавов является система Ni-Cr-Fe. В качестве легирующих присадок для придания сплавам необходимых жаропрочных свойств вводят Ti, Al, W, Nb, C, Ba, Ca, Zr, Ce. Вредные легкоплавкие и хрупкие примеси Bi, Pb, Sb, Sn. В зависимости от назначения все жаропрочные сплавы делят на деформируемые и литейные.

Основой деформируемых жаропрочных сплавов является сложнелегированный (C, Ti, Al, W, Nb, Mo, Fe) твердый раствор никеля, характеризующийся высокой прочностью и термической стабильностью. Повышенная прочность и жаропрочность сплава обеспечиваются образованием высокодисперсных частиц упрочняющихся фаз $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, TiAl_3 , TiC , Cr_7C_3 , Cr_5B_3 , $(\text{Mo}, \text{Cr}, \text{W}, \text{Ni})_4\text{B}$ и др. Главной упрочняющей фазой в жаропрочных сплавах на никелевой основе является фаза $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, а такие фазы, как карбиды и бориды, вызывают лишь незначительное дополнительное упрочнение при низких температурах из-за их небольшой объемной доли. Однако эти фазы могут существенно изменить скорость ползучести и срок службы изделий.

Наибольшее применение в промышленности получили деформируемые жаропрочные никелевые сплавы марок ЭИ437А, ЭИ437Б, ЭИ617, ЭИ598, ЭИ929, ЭИ867 и др. Их состав и механические свойства приведены в табл. 27, 28.

За рубежом широкое распространение получили жаропрочные

сплавы, известные под названием *нимоник* (нимоник-75, нимоник-80А, нимоник-90, нимоник-95, нимоник-100). Жаропрочные свойства деформируемых сплавов формируются при термической обработке. Литейные жаропрочные никелевые сплавы по составу сходны с деформируемыми, но обычно содержат большее количество алюминия и титана.

Таблица 27

Химический состав жаропрочных деформируемых сплавов
(в %, остальное Ni)

Марка сплава по ГОСТ 5632-72	Заводская марка	Cr	Ti	Al	Fe	Mn	Mo	W	V	C	Si
ХН77ТЮ	ЭИ-437А	20	2,5	0,7	4	0,4	—	—	—	0,6	0,6
ХН77ТЮР	ЭИ-437Б	20	2,5	0,7	4	0,4	—	—	—	0,6	0,6
ХН70ВМТЮ	ЭИ617	15	2	2	5	0,5	3	6	0,35	0,12	0,6
ХН70ВМТЮБ	ЭИ598	17	2,4	2,4	5	0,5	—	2,8	—	0,12	0,6
ВЖ36-30	ЭИ929	10,5	1,7	1,7	5	0,5	5	5,4	0,55	0,12	0,5
—	ЭИ867	9,5	—	—	4	0,5	10,5	5	—	0,1	0,6

Таблица 28

Механические свойства жаропрочных деформируемых сплавов

Марка сплава по ГОСТ 5632-72	Заводская марка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²	НВ
ХН77ТЮ	ЭИ-437А	1000	600	25	28	0,8	285
ХН77ТЮР	ЭИ-437Б	1000	650	20	21	0,5	285
ХН70ВМТЮ	ЭИ617	1140	750	14	15	0,15-0,30	310
ХН70ВМТЮБ	ЭИ598	1050	700	16	16	—	300
ВЖ36-30	ЭИ929	1100	800	9	10	—	320
—	ЭИ867	1150	800	18	20	0,4	—

У литейных жаропрочных сплавов более высокие прочностные характеристики при повышенных температурах, более высокий коэффициент их использования и меньшая трудоемкость изготовления деталей. Так, длительная прочность сплава марки ЖС6К составляет 320 МПа при 900 °С и 160 МПа при 1000 °С. Эти сплавы применяют для изготовления сопловых и рабочих лопаток газотурбинных авиационных двигателей. Состав и механические свойства литейных жаропрочных никелевых сплавов приведены в табл. 29, 30.

Таблица 29

**Химический состав жаропрочных литейных сплавов
(%, остальное Ni)**

Марка сплава	Cr	Ti	Al	Fe	Mn	Mo	W	C	Si
Хастеллой В	–	–	–	5,5	1,0	28,0	–	–	1,0
Хастеллой С	15,0	–	–	5,5	1,0	17,0	4,5	0,15	1,0
ВЛ7-45У	20,0	–	–	24,5	0,7	–	8,0	0,10	0,55
ЖСЗ	16,0	2,0	1,9	8,0	–	3,8	5,5	0,15	–
ВЖ36-Л2	20,5	2,5	3,8	1,5	–	–	–	0,06	–
ЖС6	12,5	2,5	5,0	2,0	–	4,8	7,0	0,16	–

Таблица 30

Механические свойства жаропрочных литейных сплавов

Марка сплава	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
Хастеллой В	530	6,0	10
Хастеллой С	400	12,0	14
ВЛ7-45У	500	7,0	10
ЖСЗ	750	8,5	14
ВЖ36-Л2	860	3,0	5
ЖС6	1040	1,0	2

Конструкционные сплавы

Представителем конструкционных материалов на основе никеля является сплав монель-металл. Он хорошо обрабатывается в холодном и горячем состояниях, сопротивляется действию агрессивных газов при высоких температурах и сохраняет прочность при нагреве до 400 °С. Сплав хорошо противостоит действию атмосферы, водных растворов солей и щелочей, пара и органических кислот. Монель-металл по своей структуре относится к сплавам типа твердых растворов замещения никель-медь. Маркируют монель-металл, например: НМц 2,5, где марганца 2,5 – 3,0 %, остальное – никель. Этот сплав в виде проволоки применяют для изготовления свечей автомобильных, авиационных и тракторных двигателей. Небольшие добавки железа, меди, кремния незначительно повышают механические свойства, так как самостоятельных фаз не образуют. Так, например, сплав НМц2,5

имеет следующие механические свойства: $\sigma_b = 500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 190$ МПа, $\delta = 40$ %, $\psi = 60$ %, а сплав НМЖМц 28-2,5-1,5 – $\sigma_b = 500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 240$ МПа, $\delta = 35$ %, $\psi = 70$ %, НВ = 130.

В качестве конструкционного материала используют и технический никель, содержащий добавки марганца, кремния, углерода и магния, которые выводят кислород и серу из раствора, повышая механические свойства и коррозионную стойкость.

Электротехнические сплавы на никелевой основе. Наиболее распространены: хромель марок НХ9 и НХ9,5, алюмель НМцАК2-2-1 и нихром Х20Н80.

Сплав НХ9,5 (хромель 1) и НХ9 (хромель 2) являются двойными сплавами никеля с хромом с небольшими добавками марганца. Хромель 1 применяют в термопарах как положительный элемент, хромель 2 – в качестве компенсационных проводов.

Сплав НМцАК 2-2-1 (алюмель) также относится к сплавам типа твердых растворов замещения марганца, алюминия и кремния в никеле. Алюмель применяется для термопар как отрицательный электрод в паре с хромелем 1.

Сплав Х20Н80 (нихром) является типичным сплавом сопротивления. Его удельное электрическое сопротивление в 70 раз больше, чем у меди. Рабочую температуру нихромов можно повысить до 1150–1200 °С введением в сплав до 0,1 % церия.

Сплавы с особыми физическими и химическими свойствами.

В приборостроении и машиностроении требуются сплавы с самыми разнообразными свойствами, в том числе с особыми физическими константами.

У сплавов железо-никель коэффициент линейного расширения и магнитная проницаемость при прибавлении никеля изменяются по сложным зависимостям.

Сплав состава 78,5 % никеля и 21,5 % железа называется *пермаллой*. Этот сплав после специальной термической обработки (гомогенизации при 1200 °С в атмосфере водорода, вторичного нагрева до 600 °С с последующим охлаждением со строго определенной скоростью) применяют для деталей приборов, которые должны сильно намагничиваться в слабых магнитных полях.

ГЛАВА 20. ПОДШИПНИКОВЫЕ СПЛАВЫ (БАББИТЫ)

Подшипниковые сплавы – это сплавы, из которых изготавливают вкладыши подшипников. Металл вкладыша должен обладать следующими свойствами:

- 1) коэффициент трения со стальной поверхностью должен быть небольшим;
- 2) обе трущиеся поверхности должны мало изнашиваться;
- 3) этот материал должен выдерживать достаточные удельные давления.

Эти требования удовлетворяются тогда, когда поверхность вала и вкладыша разделена пленкой смазки.

Металлические материалы по своей структуре подразделяются на два типа сплавов: 1) сплавы с мягкой матрицей и твердыми включениями; 2) сплавы с твердой матрицей и мягкими включениями.

К сплавам первого типа относятся баббиты (сплавы на оловянной или свинцовой основе) и сплавы на основе меди – бронзы и латуни.

Мягкая матрица в них обеспечивает не только защитную реакцию подшипникового материала на усиление трения и хорошую прирабатываемость, но и особый микрорельеф поверхности, улучшающий снабжение смазочным материалом участков трения и теплоотвод с них. Твердые включения, на которые опирается вал, обеспечивают высокую износостойкость.

Баббиты по антифрикционным свойствам превосходят все остальные сплавы, но из-за низкой прочности не могут выдерживать больших давлений. В связи с этим баббиты применяют только для тонкого (менее 1 мм) покрытия рабочей поверхности опоры скольжения.

Диаграммы состояния $Pb - Sb$ и $Sn - Sb$ приведены на рис. 118 и 119.

На рис. 120 показана микроструктура баббита марки Б83 (83 % Sn , 11 % Sb , 6 % Cu). На темном фоне твердого раствора видны твердые кристаллы фазы β ($SnSb$) и кристаллы химических соединений Cu_3Sn и Cu_6Sn_5 . Кристаллы этих соединений выделяются из жидкой фазы в виде иголочек и звездочек, на которых нарастают кристаллы β -фазы. Таким образом, Cu_3Sn и Cu_6Sn_5 мешают всплыванию кристаллов и предупреждают ликвацию по удельному весу.

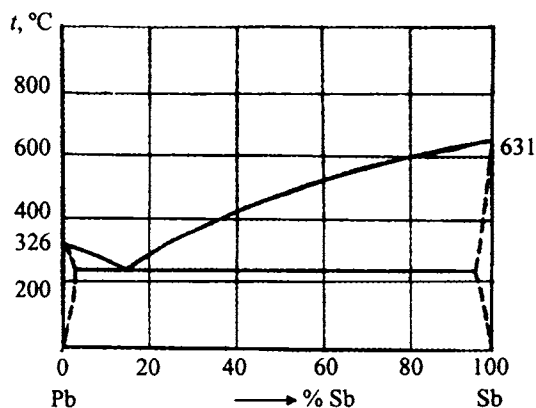


Рис. 118. Диаграмма состояния свинец-сурьма

На рис. 121 показана структура свинцового баббита марки БС (82 % Pb, 17 % Sb, 1 % Cu). Светлые кристаллы сурьмы, имеющие высокую твердость, нарастают на иглах химического соединения Cu_2Sb . Основным фоном в структуре этих баббитов является мягкая и пластичная эвтектика (Pb + Sb). В структуре баббита марки Б16 (66 % Pb, 16 % Sn, 16 % Sb, 2 % Cu), светлые кристаллы – β (SnSb), иглы химического соединения Cu_2Sb и эвтектика Pb + β (SnSb).

В табл. 31 приведены характеристики антифрикционных материалов.

Бронзы относятся к лучшим антифрикционным материалам. Особое место среди них занимают оловянные и оловянно-цинко-свинцовые бронзы. Бронзы применяют для монолитных подшипников скольжения турбин, электродвигателей, компрессоров, работающих при значительных давлениях и средних скоростях скольжения. Латунни применяют в качестве заменителей бронз для опор трения.

К сплавам второго типа относятся свинцовая бронза БрС30, 30 % Pb (ГОСТ493-79) и алюминиевые сплавы с оловом, например АО9-2 (9 % Sn, 2 % Cu). Функцию мягкой составляющей в этих сплавах выполняют включения свинца или олова. При граничном трении на поверхность вала переносится тонкая пленка этих мягких легкоплавких металлов, защищая шейку вала от повреждения. Алюминиевый сплав АО9-2 применяют для отливки монометаллических вкладышей, бронзу – для наплавки на стальную ленту.

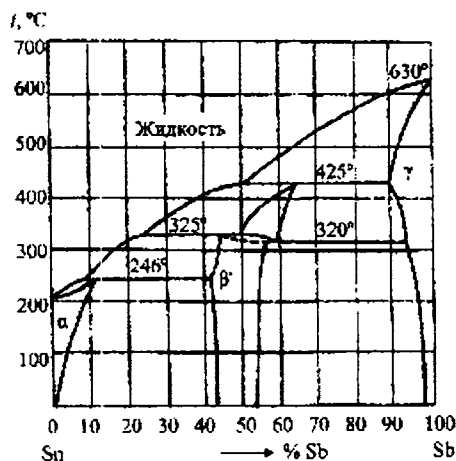


Рис. 119. Диаграмма состояния олово – сурьма

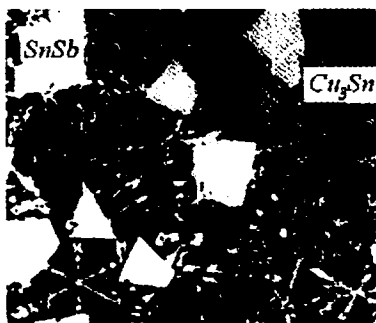


Рис. 120. Микроструктура баббита B83 $\times 300$



Рис. 121. Микроструктура баббитов BC $\times 300$

К сплавам второго типа относятся также серые чугуны, роль мягкой составляющей в которых выполняют включения графита.

Методами порошковой металлургии получают самосмазывающиеся подшипники из материалов различной комбинации: железо – графит, бронза – графит и др. Графит вводят в количестве 1–4 %. После спекания в материале сохраняются поры, которые затем заполняются маслом. Такие подшипники работают при небольших скоростях скольжения (до 3 м/с) и устанавливаются в труднодоступных для смазки местах. Кроме металлических и комбинированных материалов

для изготовления подшипников скольжения применяют термореактивные и термопластические пластмассы.

Таблица 31

Характеристика антифрикционных материалов

Материал	HB	Коэффициент трения по стали		Допустимый режим работы		
		Без смазочного материала	Со смазочным материалом	P , МПа	V , м/с	Pv , МПа·м/с
Баббиты:						
Б83	300	0,07-0,12	0,004-0,006	15	50	75
Б16	300			10	30	3
БК2	320			15	15	6
Бронзы:						
Бр010Ф1	1000	0,1-0,2	0,004-0,006	15	10	15
Бр05Ц5с5	600			8	3	12
БрС30	250			25	12	30
Латуни:						
ЛЦ16К4	1000	0,15-0,24	0,009-0,016	12	2	10
ЛЦ38Мц2С2	800			10,6	1	10
Алюм. сплав А09-2	310	0,1-0,15	0,008	25	20	100
Антифрик. серые чугуны:						
АЧС-1	2200	0,12-0,23	0,008 0,016	2,5	5	10
АЧС-3	1600			6	0,75	45
КМ-бронза-графит	560	0,04-0,1	—	6	1	—
КМ-железо-графит	800	0,08-0,12	—	8	1	—

ГЛАВА 21. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

21.1. Принципы создания и основные типы композиционных материалов

Композиционные материалы обладают комплексом свойств, отличающих их от традиционных конструкционных материалов, что и предопределило их успешное применение для совершенствования современных и разработки принципиально новых конструкций. *Компо-*

зиционным материалом (КМ) или *композитом* называют объемную гетерогенную систему, состоящую из сильно различающихся по свойствам, взаимно нерастворимых компонентов, строение которой позволяет использовать преимущества каждого из них.

Принцип построения КМ человек заимствовал из природы. Типичными композиционными материалами являются стволы деревьев, стебли растений, кости человека и животных.

КМ позволяют иметь заданное сочетание разнородных свойств: высокой удельной прочности и жесткости, жаропрочности, износостойкости, теплозащитных свойств и др. Разнообразие свойств КМ невозможно получить при использовании обычных материалов. Их применение дает возможность создавать ранее недоступные принципиально новые конструкции.

Благодаря КМ стал возможен новый качественный скачок в увеличении мощности двигателей, уменьшении массы машин и конструкций и повышении весовой эффективности транспортных средств и авиационно-космических аппаратов.

КМ состоят из сравнительно пластичного матричного материала и более твердых и прочных компонентов, являющихся наполнителями. Свойства КМ зависят от свойств основы, наполнителей и прочности связи между ними.

Матрица связывает композицию в монолит, придает ей форму и служит для передачи внешних нагрузок арматуре из наполнителей. В зависимости от материала основы различают композиционные материалы с металлической матрицей, или металлические композиционные материалы (МКМ) с полимерной – полимерные композиционные материалы (ПКМ) и с керамической – керамические композиционные материалы (ККМ).

Ведущую роль в упрочнении КМ играют наполнители, часто называемые *упрочнителями*. Они имеют высокую прочность, твердость и модуль упругости.

Свойства матрицы определяют технологические параметры процесса получения композиции и ее эксплуатационные характеристики: плотность, удельную прочность, рабочую температуру, сопротивление усталостному разрушению и воздействию агрессивных сред.

Композиционные материалы *классифицируют по геометрии*

наполнителя, расположению его в матрице и природе компонентов.

По геометрии наполнителя композиционные материалы подразделяют на три группы:

- с нуль-мерными наполнителями, размеры которых в трех измерениях имеют один и тот же порядок;
- с одномерными наполнителями, один из размеров которых превосходит два других;
- с двумерными наполнителями, два размера которых значительно превосходят третий.

По схеме расположения наполнителей выделяют три группы композиционных материалов:

- с одноосным (линейным) расположением наполнителя в виде волокон, нитей, нитевидных кристаллов в матрице параллельно друг другу;
- с двухосным (плоскостным) расположением армирующего наполнителя в виде волокон, матов из нитевидных кристаллов, фольги в матрице в параллельных плоскостях;
- трехосным (объемным) расположением армирующего наполнителя и отсутствием преимущественного направления в его распределении.

По типу упрочняющих наполнителей КМ подразделяются на *дисперсно-упрочненные, волокнистые и слоистые*.

Композиционные материалы по сравнению с современными конструкционными материалами обнаруживают более высокую удельную жесткость (E/ρ) и удельную прочность (σ_b/ρ) (см. рис. 122).

Модуль упругости композиционных материалов может изменяться в требуемом направлении в зависимости от схемы армирования. Высокая надежность в работе конструкций из композиционных материалов связана с особенностями распространения в них трещин. В обычных сплавах трещина развивается быстро и скорость роста ее в период работы конструкции детали возрастает. В композиционных материалах трещина обычно возникает и развивается в матрице и встречает препятствия на границе матрица – упрочнитель. Армирующий элемент тормозит ее распространение, задерживая на некоторое время ее рост.

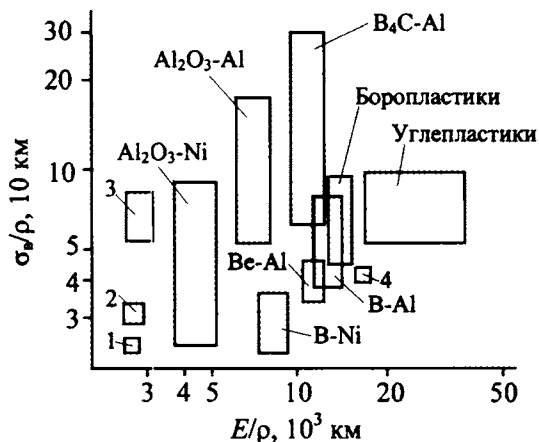


Рис. 122. Удельная прочность и удельный модуль упругости алюминия (1), стали и титана (2), стеклопластиков (3), бериллия (4) и некоторых композиционных материалов

21.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы

В композиционных материалах этого типа наибольшее распространение получила металлическая матрица из металла или сплава. Композиции на металлической основе упрочняются равномерно распределенными дисперсными частицами различной зернистости: микроскопические с диаметром частицы $d = 0,01-0,1 \text{ мкм}$; мелкие с диаметром частицы $d = 1-50 \text{ мкм}$.

Композиционные материалы с равномерным распределением частиц упрочнителя отличаются изотропностью свойств.

Получают композиции, армированные дисперсными частицами, чаще методами порошковой металлургии, включающей следующие этапы:

- получение порошковой смеси матричного металла и упрочнителя (рассев порошков на фракции, смешивание порошков в смесителях различных систем);
- прессование порошка в компактную заготовку в стальных матрицах (изостатическое прессование) с последующим спеканием.

На стадиях прессования и последующей деформационной и

термической обработки в полуфабрикате формируется оптимальная, устойчивая дислокационная структура. Дисперсные частицы наполнителя способствуют образованию зерен с большой степенью неравноосности (волокнистой структуры) и задерживают протекание рекристаллизационных процессов.

В таких материалах матрица воспринимает всю нагрузку, а дисперсные частицы армирующего наполнителя препятствуют развитию пластической деформации, оказывая сопротивление движению как единичных дислокаций, так и дислокационных образований (субгранниц, границ зерен). Эффективное упрочнение достигается при содержании 5–10 об. % частиц упрочняющего вещества.

На уровень прочности композиций оказывают влияние объемное содержание частиц упрочнителя, степень дисперсности и расстояние между частицами. Сопротивление увеличивается с уменьшением расстояния между частицами согласно формуле Орована:

$$\sigma = Gb / l,$$

где G – модуль сдвига материала матрицы; b – межатомное расстояние; l – расстояние между частицами упрочнителя.

Армирующими наполнителями чаще служат дисперсные частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3 , ThO_2 , HfO_2 , BN , SiC , Be_2C и др.). Эти тугоплавкие соединения имеют высокие значения модуля упругости, низкую плотность, значительную инертность в отношении материала матриц. Так, например модуль упругости оксидов ThO_2 и Al_2O_3 равен $380,5 \cdot 10^3$ и $146,12 \cdot 10^3$ МПа, а плотность – 1,0 и $3,97 \text{ т/м}^3$ соответственно.

Кроме метода порошковой металлургии, существуют и другие технологии получения дисперсионно-упрочненных композиционных материалов. Например, вводят частицы армирующего порошка в жидкий расплав металла или сплава. Улучшения смачивания частиц жидким металлом и равномерного распределения их в матрице достигают в этом случае ультразвуковой обработкой расплава или другими способами. Равномерное распределение упрочняющей фазы по объему композиции чаще все же достигается применением твердофазных методов.

Промышленное применение нашли дисперсно-упрочненные

композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные частицами Al_2O_3 – САПы (см. гл. 15), а также на никелевой основе упрочненные частицами диоксида тория или диоксида гафния (HfO_2). Эти материалы обозначаются ВДУ-1 и ВДУ-2 соответственно. В сплаве ВДУ-3 матрицей служит никелево-хромовый твердый раствор (20 % хрома), а упрочнителем – диоксид гафния.

Дисперсно-упрочненные сплавы ВДУ-1, ВДУ-2 и ВДУ-3 целесообразно применять при рабочих температурах 1100–1200 °С.

Сплавы ВДУ-2, ВДУ-3 выпускают в виде труб, прутков, листов, проволоки, фольги. Их применяют главным образом в авиационном двигателестроении. Из композиций ВДУ-2 и ВДУ-3 изготавливают сопловые лопатки, стабилизаторы пламени, камеры сгорания, а также трубопроводы и сосуды, работающие при высоких температурах в агрессивных средах.

21.3. Волокнистые композиционные материалы

В композиционных материалах этого типа упрочнителями являются одномерные элементы в форме нитевидных кристаллов, волокон (проволоки). Волокна и другие армирующие элементы скрепляются матрицей в единый монолит. Матрица защищает упрочняющие волокна от повреждений, служит средой, передающей нагрузку на волокна, и перераспределяет напряжения в случае разрыва отдельных волокон. Важно, чтобы прочные волокна были равномерно распределены в пластичной матрице.

На свойства волокнистой композиции помимо высокой прочности армирующих волокон и жесткости пластичной матрицы оказывает влияние прочность связи на границе матрица–волокно.

Для армирования композиционных материалов используют непрерывные дискретные волокна с размерами в поперечном сечении от долей до сотен микрометров.

21.3.1. Упрочнение волокнами

Волокно, находящееся в матрице, должно иметь более высокие значения модуля упругости, чем у матрицы ($E^* > E^m$), что является одним из условий получения композиции с высокими механическими свойствами.

Теория композиционных материалов предполагает равномерное

распределение волокон по объему матрицы, их одинаковую направленность и отсутствие проскальзывания на поверхности раздела матрица – волокно вплоть до разрушения композиции. Нагрузка, таким образом, распределяется между волокнами и матрицей, а деформации композиций ϵ^k , матрицы ϵ^m и волокна ϵ^e будут одинаковы ($\epsilon^k = \epsilon^m = \epsilon^e$). Прочность композиции σ_b^k в таком случае изменяется в зависимости от объемного содержания упрочняющих волокон V^b (рис. 123).

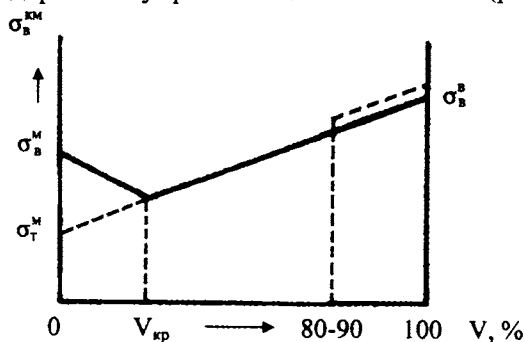


Рис. 123. Изменение прочности волокнистого материала в зависимости от содержания упрочнителя

Малое содержание объемной доли волокна в матрице ($V^b < V_{кр}$) снижает прочность композиции. Волокна, быстро нагружаясь до предельных напряжений, разрушаются, и нагрузку воспринимает только матрица, которая и определяет прочность композиции. Разупрочняющее действие волокон отмечается вплоть до $V_{кр}$, когда вначале происходит разрушение матрицы и дробление волокон. При увеличении объемного содержания доли волокон ($V^b > V_{кр}$) нагрузку воспринимают волокна, прочность которых определяет прочность всей композиции. Разрушение волокон под действием приложенной нагрузки приводит к быстрому разрушению матрицы.

Прочность композиции складывается из суммарной прочности волокон и матрицы:

$$\sigma_b^{km} = \sigma_b^b \cdot V^b + \sigma_b^m \cdot (1 - V^b).$$

Аналогичным образом изменяется и модуль упругости композиции:

$$E^{km} = E^b V^b + E^m (1 - V^b).$$

Прочность композиции растёт до значений объемной доли волокна $V^* \sim 0,8-0,9$, поскольку при больших значениях V^* сложно заполнить пространство между волокнами материалом матрицы, ухудшается сцепление волокна с матрицей и между ними возможно проскальзывание. Кроме того, в этом случае волокна близко расположены друг к другу, что не затрудняет распространение трещин от волокна к волокну. Критическая объемная доля волокна в матрице может изменяться от 1 до 50 %.

21.3.2. Армирующие материалы и их свойства

Для упрочнения композиционных материалов используют высокопрочную проволоку из стали, молибдена, вольфрама и других металлов и их сплавов; волокна из бора, углерода, стекла, а также монокристаллы из оксидов, нитридов алюминия и кремния и других соединений.

Проволоки – наиболее экономичный и доступный армирующий материал. Стальные и бериллиевые проволоки используют в композиционных материалах, эксплуатируемых при низких и умеренных температурах, а вольфрамовые и молибденовые – при умеренных и высоких.

В настоящее время для упрочнения композиционных материалов применяют проволоочные волокна из сталей аустенитного, аустенитно-мартенситного и мартенситного классов.

Волочение проволок из сталей аустенитного класса (X18H9, X18H10T и др.) проводят с обжатиями более 92 %, что резко увеличивает их прочность и значительно снижает пластичность. Такие повышенные обжатия в процессе изготовления проволок с аустенитной структурой выполняют при окончательном волочении. При производстве проволок с мартенситной структурой величина единичных обжатий обычно ниже и определяется температурой в зоне деформации. Заданная температура и соответствующая степень пластической деформации обеспечивают протекание и завершение $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессе волочения на окончательный размер. Для процесса превращения нестабильного аустенита в мартенсит заготовки охлаждают до отрицательных температур.

Высокая степень пластической деформации при получении проволоки обуславливает и высокие прочностные свойства. Напри-

мер, проволока из стали 18Х15Н5АМЗ диаметром 0,16–0,3 мм имеет $\sigma_{\text{в}} = 3500\text{--}4000$ МПа.

При изготовлении КМ с алюминиевой матрицей, армированной стальной проволокой, температура не должна превышать 550 °С во избежание активного взаимодействия между компонентами. КМ получают сваркой взрывом, прокаткой в вакууме, диффузионным спеканием. Для надежного сцепления компонентов при использовании твердофазных методов необходимо обновление контактных поверхностей, разрушение оксидных пленок.

Более высокой жаропрочностью обладает проволока из тугоплавких металлов (Mo, W, Ta). Высокие прочностные свойства такой проволоки сохраняются до 1200–1500 °С, и поэтому ее применяют для армирования жаропрочных матриц.

Для повышения длительной прочности на поверхность проволоки наносят методом напыления тонкие (4–12 мкм) барьерные покрытия, например, из карбидов титана и гафния, оксидов алюминия и гафния. Это увеличивает рабочие температуры и срок службы жаропрочных сплавов. Недостатком наполнителя из тугоплавких металлов является их высокая плотность.

Малой плотностью и большой удельной прочностью обладает проволока из бериллия. Механические свойства проволоки сильно зависят от качества ее поверхности. Бериллиевую проволоку получают выдавливанием из литой или порошковой заготовки, заключенной чаще всего в никелевую оболочку. После волочения оболочку с проволоки удаляют и для улучшения поверхности проволоку подвергают электрохимической полировке. При получении бериллиевой проволоки, предназначенной для производства КМ, в качестве оболочки выбирают материал матрицы и тогда отпадает необходимость в удалении оболочки и электрополировке. Материалом матрицы при производстве КМ, обладающих малой плотностью и высокой удельной прочностью, являются алюминиевые, магниевые или титановые матрицы. Ценным свойством сильнодеформированной бериллиевой проволоки является высокая температура рекристаллизации (700 °С).

Для армирования металлических и полимерных матриц широко используют *борные волокна*. Они характеризуются высокой прочностью, твердостью, малой склонностью к разрушению при повышенных температурах. Борные волокна получают разложением трихлорида бора

и бромида бора в среде водорода по реакции $2\text{BCl}_3 + 3\text{H}_2 = 2\text{B} + 6\text{HCl}$ с последующим осаждением бора из газовой среды на горячую вольфрамовую нить ($d = 12$ мкм). В результате взаимодействия бора с вольфрамом сердцевина борных волокон состоит из боридов вольфрама различного состава: WB , W_2B_5 , WB_5 . При продолжительном нагреве сохраняется в основном WB_4 . Волокна бора имеют ромбическую кристаллическую решетку и диаметр $d = 70\text{--}200$ мкм. Прочность сердцевины значительно ниже прочности волокна в целом. В сердцевине возникают напряжения сжатия, а в прилегающих участках бора – растяжения. Это приводит к появлению остаточных напряжений и возникновению трещин, поэтому состояние поверхности оказывает сильное влияние на прочность волокна. При невысокой плотности волокна бора обладают высокой прочностью и жесткостью. Высокая прочность борных волокон объясняется мелкокристаллической ячеистой структурой. При температуре выше 400°C борные волокна окисляются, а выше 500°C вступают в химическое взаимодействие с алюминиевой матрицей. Для повышения жаростойкости и предохранения от взаимодействия с матрицей на борные волокна наносят покрытия из карбида кремния, карбида или нитрида бора толщиной $3\text{--}5$ мкм.

Основной недостаток борных волокон – их высокая стоимость, которую можно снизить путем увеличения диаметра, а также заменой вольфрамовой основы на углеродную.

Уникальным видом упрочняющих волокон являются *углеродные волокна*. Объем применения углеродных волокон при изготовлении КМ постоянно возрастает, что объясняется высоким уровнем их механических свойств. По удельным показателям углеродные волокна превосходят все жаростойкие волокна. Предел прочности высокомодульного углеродного волокна составляет $2500\text{--}3000$ МПа. Модуль упругости E равен $200\text{--}700$ ГПа при плотности $1,6\text{--}1,8$ т/м³. Плотность углеродных волокон ниже, чем графита ($2,26$ т/м³).

Наиболее широко для производства углеродных волокон используют вискозу, полиакрилонитрил (ПАН-волокно).

При нагреве синтетическое волокно разлагается с образованием лентообразных слоев углерода с гексагональной структурой, называемых микрофибриллами. Группы одинаково ориентированных микрофибрилл, разделенных узкими порами, образуют фибриллы. Попе-

речные размеры фибрилл лежат в широких пределах. Каждое углеродное волокно состоит из тысячи фибрилл.

В зависимости от условий обработки углеродные волокна делятся на карбонизированные и графитизированные. Температура термической обработки карбонизированных волокон составляет 900–2000 °С, содержание углерода в них – 80–99 %. При получении графитизированных волокон температура термической обработки составляет 3000 °С. Углерода в них содержится более 99 %. Для проведения графитизации, как правило, используют карбонизированные волокна. Карбонизация и графитизация проводятся в вакууме, в различных контролируемых средах (метан, азот, аргон и др.), а также в угольной, коксовой и графитовой засыпках.

Производство углеродных волокон основано на нагреве полимеров в инертной среде и их термической деструкции. Во время разложения полимеров образуются летучие продукты и остается коксовый остаток. Преобразование органических волокон в углеродные волокна связано с протеканием сложных реакций, кардинальным изменением структуры при сохранении элементов полимерного скелета.

По прочности углеродные волокна делятся на три группы: низкопрочные волокна ($\sigma_b < 500$ МПа), волокна средней прочности ($\sigma_b = 500\text{--}1500$ МПа) и высокопрочные волокна ($\sigma_b > 1500$ МПа). Модуль упругости углеродных волокон пропорционален их прочности и изменяется в широком диапазоне.

Отличительной особенностью углеродных материалов является их очень высокая теплостойкость. По величине коэффициента теплопроводности углеродные волокна приближаются к металлам. Для углеродных волокон характерна высокая химическая стойкость к действию большинства агрессивных сред. Благодаря высокому уровню механических свойств, низкой плотности, высокой теплостойкости и другим свойствам углеродные волокна нашли широкое применение при изготовлении КМ с полимерной, углеродной, керамической и металлическими матрицами.

Стеклопластики являются одним из наиболее применяемых композиционных материалов. Для производства стеклопластиков требуются *стеклянные волокна* различного типа.

Непрерывные волокна выпускаются с треугольной, квадратной, прямоугольной, шестиугольной и круглой формой поперечного сече-

ния, что позволяет получить более плотную упаковку их в композиции и, таким образом, обеспечить повышение ее прочности и жесткости.

Основой стеклянных волокон является диоксид кремния SiO_2 . В зависимости от природы стеклообразующего вещества стекла делятся на силикатные (SiO_2 , алюмосиликатные ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$), алюмоборосиликатные ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$) и др.

Стекла щелочные, содержащие добавки K_2O и Na_2O , имеют пониженную температуру плавления, прочность и химическую стойкость ввиду разрыва прочной связи $\text{Si} - \text{O} - \text{Si}$.

Широко используемое для армирования пластиков *E*-стекло содержит 54,4 % SiO_2 , 14,4 % Al_2O_3 , 17,5 % CaO , 4,5% MgO , 8% B_2O_3 , 0,5 % ($\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$), 0,4 % Fe_2O_3 и 0,3 % TiO_2 . Стекло размягчается при 846 °С, его плотность 2,54 т/м³, модуль Юнга – $73,5 \cdot 10^3$ МПа.

Высокопрочное *S*-стекло состава 65 % SiO_2 , 25 % Al_2O_3 , 10 % MgO при комнатной температуре имеет прочность $4,5 \cdot 10^5$ МПа, а модуль упругости – $87 \cdot 10^3$ МПа. Прочность стеклянных волокон уменьшается при увеличении их диаметра. Более тонкие волокна содержат меньше дефектов (пор, микротрещин). Для армирования пластиков очень тонкие непрерывные стеклянные волокна не используют в связи с разрушениями (обрывами) очень многих из них. Оптимальные значения диаметров волокон для армирования пластиков 5–15 мкм.

Стекловолокна применяют для армирования композитов в виде жгутов, нитей, лент, тканей различного плетения, матов.

Нитевидные кристаллы (усы). Нитевидные кристаллы карбидов и нитридов кремния, оксида и нитридов алюминия и других тугоплавких соединений получают осаждением из газовой фазы с использованием транспортных реакций пиролиза, восстановления летучих соединений по методу пар – жидкость – твердая фаза (ПЖТ).

Рост кристаллита карбида кремния (по схеме ПЖТ) происходит аналогично выращиванию кристалла кремния (см. рис. 124). На поверхности кремниевой подложки 3 находится частица золота при температуре, близкой к температуре плавления. В этих условиях золото растворяет кремний и превращается в капельку 2 расплава золото-кремний. Пары кремния, конденсируясь в капельке расплава, пересыщают ее атомами кремния. Это ведет к выделению кремния на

границе раздела жидкость – подложка и росту нитевидного кристалла
 4. Поперечные размеры кристалла определяются диаметром капли расплава, а скорость роста уса - скоростью кристаллизации поступающего к поверхности капли кремния.

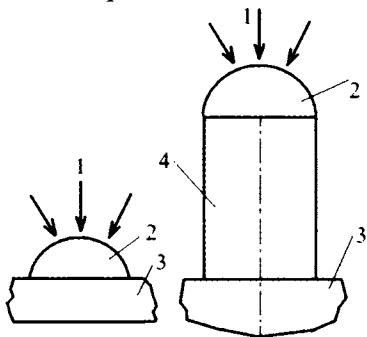
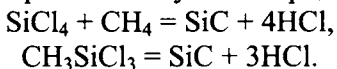


Рис. 124. Схема роста кристалла кремния по механизму пар – жидкость – кристалл: 1 – пар; 2 – капелька расплава Au - Si; 3 – кремниевая подложка; 4 – кристалл кремния

При получении нитевидных кристаллов карбида кремния их выращивание ведут из хлорсиланов и углеводородов по реакциям:



В качестве жидкой фазы используют тройные расплавы железо – углерод – кремний, а подложкой служит графит. Процесс проходит при 1250–1350 °С.

Диаметр кристаллита кремния в зависимости от условий получения изменяется от долей до десятков микрон. Длина кристаллитов достигает 60–80 мкм. В условиях производства для получения нитевидных кристаллов используют периодические, полунепрерывные и непрерывные процессы. В первых двух процессах рост кристаллов происходит на массивных стационарных подложках. В непрерывном процессе роль подложки выполняют взвешенные в объеме газового потока микроскопические центры кристаллизации.

Непрерывные процессы получения нитевидных кристаллов более производительны, но в этом случае кристаллиты имеют длину меньшую, чем длина нитевидных кристаллов, полученных периодическими и полунепрерывными методами.

Свойства некоторых нитевидных кристаллов (усов)

Материал кристаллов	Температура плавления, °С	Плотность, т/м ³	Модуль упругости $E \cdot 10^{-4}$, МПа	Предел прочности $\sigma_b \cdot 10^{-3}$, МПа	Удельная прочность, км	Удельный модуль упругости, км
SiC	2665	3,32	49	21	650	15200
B ₄ C	2450	2,49	45	14	550	20000
Al ₂ O ₃	2040	3,88	64	28	525	10700
Si ₃ N ₄	1675	3,32	31	14	425	12000
Cr	1665	7,5	23	9	125	3200
Fe	1540	6,37	20	13,3	200	3200
Графит	3640	1,66	71	19,9	1075	42500

Промышленные методы производства усов других соединений (нитридов, кремния, алюминия, бора, оксидов алюминия) имеют много общего и аналогичны технологии получения карбидов кремния. Усы, нитевидные кристаллы отличаются совершенством структуры и имеют прочностные свойства, близкие к теоретическим. Свойства наиболее изученных и практически используемых нитевидных кристаллов для армирования композиционных материалов приведены в табл. 32.

Усы графита, обладая высокими показателями удельной прочности и жесткости, неустойчивы в металлических матрицах при высоких температурах. Нитевидные кристаллы металлов из-за высокой плотности обнаруживают пониженную удельную жесткость по сравнению с соответствующими характеристиками усов тугоплавких соединений (SiC, B₄C и др.). Усы металлов склонны к разупрочнению при переработке, несовместимы с металлическими матрицами и непригодны для армирования металлических матриц. Нитевидные кристаллы SiC, Al₂O₃ обладают лучшей совместимостью с металлами, стойки к воздействию влаги, истиранию при переработке. Обнаруживая лучшие высокотемпературные свойства, усы SiC, Al₂O₃ и других тугоплавких соединений являются хорошими упрочнителями композиционных материалов с металлической матрицей.

21.4. Получение композиционных материалов на металлической основе, армированных волокнами

Выбор метода получения композиции из различных сочетаний матрицы и армирующего волокна определяется следующими факторами:

- размерами, профилем и природой исходных материалов матрицы и упрочнителя;
- возможностью создания прочной связи на границе раздела матрица – упрочнитель;
- получением равномерного распределения волокон в матрице;
- возможностью совмещения процессов получения композиционного материала и изготовления из него деталей;
- экономичностью процесса.

При производстве композиционных материалов с металлической матрицей наибольшее распространение получили твердофазные, жидкофазные, газопарофазные, химические и электрохимические процессы.

Твердофазный метод совмещения компонентов композиции предполагает использование материала матрицы в виде листов, фольги или порошка. Композиционный материал получают одним из приемов: диффузионной сваркой под давлением, сваркой взрывом, деформационной обработкой под давлением, прессованием с последующим спеканием (порошковой металлургией).

Жидкофазные процессы получения композиционных материалов заключаются в пропитке упрочняющих волокон или нитевидных кристаллов, расположенных в определенной последовательности или беспорядочно, расплавом материала матрицы.

Методы получения композиционного материала различаются между собой условиями пропитки волокон расплавом, проходящей:

- при нормальном давлении;
- в условиях вакуума (вакуумное всасывание);
- под давлением;
- в сочетании элементов вакуумной пропитки и литья под давлением.

К жидкофазному процессу следует отнести метод получения композита направленной кристаллизацией из расплавов эвтектиче-

ского состава. Важнейшим моментом получения качественного композиционного материала пропиткой является хорошая смачиваемость упрочняющих волокон расплавом матрицы. Возможности метода значительно ограничиваются высокой реакционной способностью материалов волокон в контакте с металлическими расплавами.

Газопарофазными способами наносят на армирующие волокна барьерные или технологические покрытия, обеспечивающие их защиту от разрушения при взаимодействии его с материалом матрицы. Их фазовый состав чаще всего (нитриды, бориды, оксиды, карбиды) выбирают исходя из физико-химической и термомеханической совместимости армирующих волокон материала матрицы. Покрытия получают в результате либо разложения летучих карбонильных соединений металлов, либо испарения металлов и сплавов при термическом воздействии электронным лучом, ионными пучками. Низкая производительность методов не позволяет использовать их для прямого компактирования композиционных материалов.

Для этих целей используют метод газотермического плазменного напыления, обеспечивающий получение полуфабрикатов композиционных материалов. Плазменным напылением наносят покрытия из матричного материала на армирующие волокна без существенного повышения их температуры. Прочность сцепления покрытия с основой определяется механическим сцеплением частиц напыляемого металла или сплава с шероховатой поверхностью, силами адгезии и химическим взаимодействием. Прочность связи плазменных покрытий значительно ниже, чем покрытий, получаемых металлизацией, испарением или конденсацией в вакууме.

Электролитические методы позволяют получать композиционные материалы в результате осаждения матричного материала на нитевидные кристаллы и волокна, которые непрерывно находятся в контакте с катодом. Процесс протекает при низкой температуре и в отсутствие давления, что практически полностью исключает разрушение волокон и вредное влияние температурного фактора. Покрытие получается плотным, беспористым в том случае, если оно равномерно покрывает поверхность волокон и пространство между ними. Пористость наблюдается при использовании волокон бора, карбида бора или металлических волокон диаметром более 100 мкм.

Химические методы позволяют осаждать металлические покрытия на не проводящие ток упрочнители в виде нитевидных кристал-

лов (сапфир), а также на углеродные волокна (ленты, пряди). Металлическая пленка точно воспроизводит профиль волокна, и ее толщина легко контролируется параметрами технологического процесса. Сущность химического метода осаждения покрытий заключается в восстановлении ионов металлов на поверхности покрываемого вещества.

Методом химического осаждения получают покрытия толщиной до 30 мкм и более. Наиболее широко используют осаждения на упрочнители никеля, в меньшей степени меди, хрома, кобальта.

Свойства композиции наиболее полно реализуются в деталях и узлах с непрерывным расположением волокон. Целесообразно изготавливать детали из композиционного материала непосредственно в процессе производства композиции.

21.5. Эвтектические композиционные материалы

Эвтектическими композиционными материалами называют сплавы эвтектического состава или состава, близкого к эвтектическому, в которых упрочняющей фазой выступают ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации. Ориентированная структура в сплавах эвтектического состава получается методами направленной кристаллизации (методы Чохральского, Бриджмена, зонной плавки). В отличие от обычных композиционных материалов, получаемых путем последовательного выполнения нескольких трудоемких технологических операций, эвтектические композиционные материалы получают за одну операцию. Ценно то, что направленная ориентированная структура может быть получена на уже готовых изделиях. Это существенное преимущество эвтектических композиций по сравнению с другими технологиями получения композиционных материалов.

Структура образующейся эвтектики в результате направленной кристаллизации состоит, как правило, из кристаллов твердой прочной фазы (карбидов, интерметаллидов), распределенных в матрице, представляющей собой твердый раствор.

Форма образующихся кристаллов может быть в виде волокон или пластин. При объемной доле упрочняющей фазы меньше 32 % она имеет форму стержня, а при большем содержании – пластинчатую.

Равновесные условия кристаллизации обеспечивают высокую

термическую стабильность эвтектических композиционных материалов. Между фазами эвтектики, волокнами и матрицей отсутствует химическое взаимодействие, поскольку химические потенциалы фаз равны. Особенности строения эвтектических микроструктур в том, что полукогерентные границы раздела фаз с минимальной поверхностной энергией определяют термическую стабильность эвтектической микроструктуры и, как следствие, высокие механические свойства при температурах, близких к температурам плавления эвтектики.

Способами направленной кристаллизации получают композиционные материалы на основе Al, Mg, Cu, Ni, Co, Ti, Nb, Ta и других элементов, поэтому эвтектические композиционные материалы могут эксплуатироваться в широком интервале температур.

Эвтектические композиционные материалы на основе никеля применяют в основном в космической и ракетной технике для изготовления сопловых рабочих лопаток и крепежных деталей газотурбинных двигателей.

21.6. Композиционные материалы на неметаллической основе

В качестве матрицы в композиционных материалах используют отвержденные *эпоксидные, полиэфирные, фенольные, полиамидные* и другие *смолы*. Наиболее распространены композиции, армированные *стеклянными, углеродными, органическими, борными и другими видами волокон*.

Композиты, армированные одностипными волокнами, получили названия по упрочняющему волокну. Так, композицию, содержащую *наполнитель в виде длинных стекловолокон*, располагающихся ориентированно отдельными прядями, называют ориентированным *стекловолокнитом*. Неориентированные стекловолокниты содержат в качестве наполнителя короткое волокно. В том случае, если *упрочнителем* является *стеклоткань*, – *стеклотекстолитом*. Композиционный материал, содержащий *углеродное волокно*, называют *углеволокнитом*, *борное волокно* – *бороволокнитом*, *органическое волокно* – *органоволокнитом (органитом)*.

Композиционные материалы с полимерной матрицей обладают целым рядом достоинств, среди которых следует назвать высокие удельные прочностные и упругие характеристики, стойкость к воздействию агрессивных сред, хорошие антифрикционные и фрикционные

свойства наряду с высокими теплозащитными и амортизационными свойствами. Вместе с тем пластики имеют и недостатки: низкую прочность и жесткость при сжатии и сдвиге, снижение прочности при повышении температуры до 100–200 °С, изменение физико-механических характеристик при старении и под воздействием климатических факторов.

В настоящее время пластики получают все большее распространение по причине простоты, технологичности и дешевизны производства из них деталей.

Изделия из композиционных материалов с полимерной матрицей стараются получать одновременно с материалом. Несмотря на сравнительно большую трудоемкость, в этом случае удастся наиболее полно реализовать преимущества композиции и существенно снизить стоимость детали.

Технология производства изделий с полимерной матрицей, армированной волокнами, включает следующие основные операции:

1) подготовка упрочняющих волокон:

- удаление замасливателя;
- нанесение на поверхность водоотталкивающих покрытий;
- снование, т. е. перемотка и укладывание волокон (лент) в однонаправленную полосу – ровнину;

2) приготовление связующего:

- проверка компонентов связующего;
- приготовление смеси компонентов (компаунда);

3) пропитка:

- пропитка волокон связующим;
- подсушивание и частичное отверждение;

4) формование;

5) отверждение;

6) удаление оправки;

7) контроль качества изделий;

8) механическая доработка и соединение с другими деталями.

21.6.1. Свойства и применение композиционных материалов на неметаллической основе

В ориентированных однонаправленных стекловолокнистых

упрочняющие непрерывные волокна расположены в одном направлении – направлении действия нагрузки. Однонаправленные стекловолокниты отличаются анизотропией свойств. Наибольшую прочность и жесткость такие композиции имеют вдоль волокон. Этот недостаток устраняют в перекрестно армированных ориентированных стеклопластиках, в которых волокна расположены по различным направлениям. Стекловолокнистый анизотропный материал (*СВАМ*) содержит стеклянные нити, которые при выходе из фильер, склеенных между собой в полосы, укладывают затем под углом 90° . Связующим в них выступают различные смолы.

При соотношении продольных и поперечных слоев 1:1 (волокно *E*) *СВАМ* имеет следующие характеристики: $\sigma_{\text{в}} = 460\text{--}500$ МПа и модуль упругости $E > 35000$ МПа. В случае соотношения слоев 10:1 предел прочности возрастает до $850\text{--}950$ МПа, а модуль упругости – до 58000 МПа. Однонаправленный стекловолокнит, армированный высокопрочным волокном *ВМ-1*, обнаруживает предел прочности в направлении волокон 2100 МПа и модуль упругости $70\,000$ МПа.

Прочность стекловолокнитов зависит от объемного содержания наполнителя и повышается с увеличением его по закону аддитивности. Оптимальное содержание наполнителя составляет $65\text{--}67\%$. При большем содержании волокон возрастает пористость связующего, что вызывает неравномерное нагружение волокон. Уменьшая диаметр волокон и вводя в матрицу монокристаллы Al_2O_3 , добиваются увеличения прочности стеклопластиков до $2000\text{--}2400$ МПа.

Из стеклянных нитей получают ткани, которые используют в качестве упрочнителя. Стеклянные ткани по виду переплетения нитей подразделяют на ткани полотняного, саржевого, сатинового и кордového плетений.

Из-за быстрого отверждения и низкого коэффициента диффузии в неметаллической матрице (исключение составляют органоволокниты) в композиционных материалах нет переходного слоя между компонентами. Связь между волокнами и матрицей носит адгезионный характер, т. е. осуществляется путем молекулярного взаимодействия. Прочность связи, характеризуемая параметром $\tau_0\xi$ (τ_0 – прочность сцепления, ξ – коэффициент контакта), повышается с увеличением критического поверхностного натяжения волокна ($\sigma_{\text{с}}$), характеризующего величину его поверхностной энергии. Для обеспечения высо-

кой прочности связи между компонентами необходимо полное смачивание волокон (которое достигается, например, растеканием жидкого связующего по поверхности волокон); при этом энергия поверхности волокон должна быть больше поверхностного натяжения жидкой матрицы. Среди полимеров жидкая эпоксидная смола, обладающая энергией поверхностного натяжения $5,0 \cdot 10^{-5}$ Дж/м², лучше других полимеров смачивает углеродные и борные волокна, энергия поверхности которых имеет следующие значения: $(2,7-5,8) \cdot 10^{-5}$ Дж/м² и $2,0 \cdot 10^{-5}$ Дж/м² соответственно. Энергию поверхности волокон повышают различными методами обработки их поверхности: травлением, окислением, вискеризацией. Например, после травления борных волокон в азотной кислоте их критическое поверхностное натяжение достигает сотен джоулей на квадратный метр.

По сравнению с другими полимерами, применяемыми в качестве матриц композиционных материалов, эпоксидные матрицы обладают более высокими механическими свойствами в интервале температур от -60 до 180 °С, что обеспечивает композиционным материалам более высокие прочностные характеристики при сжатии и сдвиге. Они отверждаются при сравнительно невысоких температурах с небольшой усадкой, позволяющей изготавливать из композиционных материалов на их основе крупногабаритные детали. При изготовлении деталей из композиционных материалов на основе эпоксидных матриц не требуется больших давлений, что особенно важно при использовании для армирования высокопрочных хрупких волокон, так как уменьшается вероятность их повреждения.

Эпоксидные матрицы уступают фенолоформальдегидным и особенно полиамидным в теплостойкости.

Один из способов улучшения свойств композиционных материалов – увеличение жесткости матрицы с помощью введения в их структуру ионов металлов, которые усиливают взаимосвязь между полимерными молекулами.

Увеличение прочности композиционных материалов объясняется не столько повышением прочности самой матрицы (она изменяется мало), сколько увеличением жесткости и адгезионной прочности ее сцепления с волокном.

Механические свойства некоторых одноосно-армированных волокнистых композиционных материалов представлены в табл. 33.

Самую высокую прочность и удельную прочность имеют стекловолокониты. Временное сопротивление стекловолоконитов повышается приблизительно в три раза по мере увеличения объемного содержания наполнителя до 80 %. Дискретные волокна упрочняют менее эффективно. Уменьшение диаметра волокон, нанесение на них специальных покрытий, дополнительное введение в матрицу монокристаллов оксида алюминия способствуют повышению временного сопротивления стекловолоконитов до 2000–2400 МПа. Они обладают хладостойкостью (до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) и хорошей теплостойкостью. Их используют для длительной работы в диапазоне температур 200–400 $^{\circ}\text{C}$. Кроме того, благодаря демпфирующей способности они используются в условиях вибрационных нагрузок.

Достоинствами стекловолоконитов являются недефицитность и низкая стоимость упрочнителя, недостатком – сравнительно низкий модуль упругости. Однако по удельной жесткости они превосходят легированные стали и сплавы алюминия, магния и титана (2500–2800 км). Частичная замена стеклянных волокон на углеродные и увеличение доли последних вплоть до полной замены при общем постоянном содержании наполнителя вызывают повышение жесткости композиции. При полной замене модуль упругости увеличивается приблизительно в 3 раза и у карбоволоконитов достигает 180 ГПа. Однако временное сопротивление и удельная прочность при любом соотношении волокон не достигают уровня стеклопластиков.

Карбоволокониты обладают низкими теплопроводностью и электрической проводимостью, но все же их теплопроводность в 1,5–2 раза выше, чем у стеклопластиков. Они имеют малый и стабильный коэффициент трения и обладают хорошей износостойкостью. Температурный коэффициент линейного расширения карбоволоконитов в интервале 20–120 $^{\circ}\text{C}$ близок к нулю.

К недостаткам карбоволоконитов относят низкую прочность при сжатии и межслойном сдвиге.

Бороволокониты характеризуются высокими пределами прочности при растяжении, сжатии, сдвиге, твердостью и модулем упругости. Однако свойства бороволоконитов зависят не только от свойств волокон и их объемного содержания, но и в большой степени от их геометрии и диаметра. Так, ячеистая структура волокна обеспечивает высокую прочность при сдвиге и срезе. Большой диаметр волокон и

высокий модуль упругости придают устойчивость боропластику и способствуют повышению прочности при сжатии. Вместе с тем большой диаметр волокон вызывает необходимость увеличения эффективной длины волокон, повышает чувствительность к разрушению отдельных волокон, уменьшает временное сопротивление по сравнению с тонковолокнистым материалом.

Таблица 33

Свойства одноосно-армированных композиционных материалов с полимерной матрицей

Материал	ρ , т/м ³	σ_b , МПа	σ_b/σ_g , км	δ , %	E , ГПа	$E/(\rho g) \cdot 10^{-3}$, км	σ^{-1} , МПа
Карбоволокниты:							
КМУ-1л	1,4	650	46	0,5	120	8,6	300
КМУ-1у	1,47	1020	70	0,6	180	12,2	500
КМУ-1в	1,55	1000	65	0,6	180	11,5	350
КМУ-2в	1,3	380	30	0,4	81	6,2	135
Бороволокниты:							
КМБ-1к	2	900	43	0,4	214	11	350
КМБ-2к	2	1000	50	0,3	260	13	400
КМБ-3к	2	1300	65	0,3	260	12,5	420
Органоволокниты с упрочнителем							
эластичным	1,15-1,30	100-190	8-15	10-20	2,5-8,0	0,22-0,60	100
жестким	1,2-1,4	650-700	50	2-5	35	2,7	-
Стекловолокниты	2,2	2100	96	-	70	3,2	-
σ^{-1} определен на базе 10^7 циклов							

Органоволокниты обладают высокой удельной прочностью в сочетании с хорошими пластичностью и ударной вязкостью. Характерной особенностью органоволокнитов является единая полимерная природа матриц и армирующих волокон. Матрица и наполнитель имеют близкие значения температурных коэффициентов линейного расширения, им свойственны химическое взаимодействие и прочная связь. Органоволокниты имеют бездефектную и практически беспористую структуру (пористость 1–3 %), хорошую стабильность механических свойств. Слабым местом при нагружении материала является не столько граница раздела между волокном и матрицей, сколько межмолекулярные связи в самом волокне.

Структура волокна неоднородна. Она состоит из ориентированных макромолекул и их совокупности – фибрилл. Большая степень их ориентации в направлении оси волокон обеспечивает волокнам высокие прочность и жесткость при растяжении в этом направлении. Однако неоднородность структуры волокон обуславливает различные напряженные состояния в отдельных ее элементах. Между ними возникают напряжения сдвига, которые приводят сначала к расщеплению волокна вдоль оси, а затем – к разрушению. Такой механизм разрыва волокон вызывает большую работу разрушения композиционного материала в целом. Это характеризует высокую прочность при статическом и динамическом нагружении. Органоволокниты, особенно с эластичным наполнителем, имеют очень высокую ударную вязкость ($600\text{--}700 \text{ кДж/м}^2$). Слабые межмолекулярные связи являются причиной низкой прочности и жесткости при сжатии. При этом предельная деформация при сжатии определяется не разрушением волокон, а их искривлением. Дополнительное армирование органо-волоконитов волокнами, затрудняющими это искривление, например углеродными или борными, повышает прочность при сжатии.

21.7. Свойства и применение композиционных материалов на металлической, керамической и углеродных основах

Для работы при высоких температурах применяют металлические матрицы. Обычно используют металлы с малой плотностью: алюминий, реже – магний, титан.

Металлические КМ обладают рядом преимуществ перед полимерными. Помимо более высокой рабочей температуры, они характеризуются лучшей изотропией и большей стабильностью свойств в процессе эксплуатации, более высокой эрозионной стойкостью.

Пластичность металлических матриц сообщает конструкции необходимую вязкость. Это способствует быстрому выравниванию локальных механических нагрузок.

Высокая теплопроводность металлических КМ предохраняет от локальных перегревов, что особенно важно для таких изделий, как накопители ракет и ведущие кромки крыльев.

Высокая электропроводность металлических КМ хорошо защищает их от электромагнитного излучения, молнии, снижает опасность статического электричества.

Важным преимуществом металлических КМ является более высокая технологичность процесса изготовления, формовки, термообработки, формирования соединений и покрытий. Свойства основных металлических матриц представлены в табл. 34.

Для наиболее высоких рабочих температур в качестве матричного материала применяют керамику. Ее основной недостаток – отсутствие пластичности – в некоторой степени компенсируется армирующими волокнами, тормозящими распространение трещин в керамике. Использование в качестве матричного материала аморфного углерода, а в качестве армирующего материала – волокон из кристаллического углерода (графита) позволило создать композит, выдерживающий нагрев до 2500 °С. Такой углерод-углеродный композит перспективен для космической авиации. Толчком к интенсивному использованию углеродных композитов в США послужили работы по программе создания космических кораблей многоразового использования. Недостаток углеродной матрицы состоит в возможном окислении и абляции. Для предотвращения этих явлений композит покрывают слоем карбида кремния.

Таким образом, наиболее важным критерием выбора матричного материала является рабочая температура эксплуатации композита.

Помимо высокой прочности и жесткости, основными требованиями, предъявляемыми к волокнам для КМ, является хорошее смачивание материала волокна расплавленной матрицей в процессе изготовления композита. Важными условиями являются слабое взаимодействие волокна с материалом матрицы и его высокая окислительная стойкость.

Таблица 34

Свойства металлических матриц

Матрица	γ , т/м ³	σ_b , МПа	E , ГПа	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹
Al	2,63-2,80	250-573	69-73	11-13
Mg	1,74-1,83	200-280	43-45	14-15
Ni	4,5	500-1200	113	9-10
Cu	8,94	220-400	132	17-18

Для армирования металлических композиционных материалов (МКМ) обычно используют непрерывные волокна: углеродные (УВ), борные (В), оксида алюминия (Al₂O₃), карбида кремния (SiC), карбида бора (B₄C), нитрида бора (BN), диборида титана (TiB₂), оксида кремния (SiO₂). Также используют в качестве волокон металлическую тонкую

проволоку, полученную методом волочения из стали, вольфрама, молибдена и бериллия. Реже используют нитевидные кристаллы разных материалов.

Таблица 35

Свойства волокон для армирования металлических КМ

Тип волокна	Основа	γ , т/м ³	σ_b , ГПа	E , ГПа	α , 10^{-6} K^{-1}
С	ПАН	1,7-2,0	1,7-3,2	170-517	-1,0...-1,5
	Вискоза	1,6-1,8	0,6-3,2	400-525	—
	Пек	2,0	1,1-2,1	380-700	-1,3
SiC	Ha W	3,15	3,1-3,4	420-450	3,8-5,0
	Ha UB	3,05	3,45	400-429	—
B	Ha W	2,49	3,52	400	4,8-5,0
	Ha UB	2,25	3,32	380	—
B-SiC	Ha W	2,50	2,9	400	4,9
Al ₂ O ₃	—	3,90	3,9-4,3	380-500	8,5

Наибольшее распространение для армирования металлических КМ получили непрерывные или дискретные углеродные, борные волокна, свойства которых приведены в табл. 35.

Композиты получают разными методами. К ним относится пропитка пучка волокон жидкими расплавами алюминия и магния, плазменное напыление, применение методов горячего прессования иногда с последующей гидроэкструзией или прокаткой и др.

Физико-механические свойства основных компонентов КМ на основе алюминиевой матрицы приведены в табл. 36.

Для создания металлических КМ с еще более малой плотностью применяется магний. Композиционные материалы на основе магния на 30 % легче, чем на основе алюминия.

Для очень высоких температур, например в камерах сгорания реактивных двигателей, используют системы, содержащие молибденовую и вольфрамовую проволоку в матрицах титана и суперсплавов.

К недостаткам металлических КМ относится их сравнительно высокая стоимость и сложность изготовления. Их стоимость в настоящее время превосходит стоимость полимерных КМ в несколько раз. Совершенствование технологии позволит снизить себестоимость металлических КМ, а их уникальные свойства делают незаменимыми их в ряде конструкций.

Таблица 36

Физико-механические свойства компонентов для производства композиционных материалов на алюминиевой основе

Тип волокна	γ , т/м ³	σ_b , ГПа	E , ГПа	$\sigma_b/\gamma g$, км	$E/\gamma g$, км	$\alpha \cdot 10^{-6}$ К ⁻¹	T_{max} , °С
Матрица из Al- сплава	2,63-2,8	250-573	69-73	20	2,5	11-13	150
С	2,1-2,3	850/70	360/36	90	20	1,0-3,6	500
В	2,5	1800/330	250/140	70	10	6,0	540
SiC	2,85-2,9	1600/350	230/140	56	7	6,1	300
B·SiC	2,7-2,8	1400/320	220/180	50	-	-	-
Al ₂ O ₃	3,4	1200	260/140	34	7	-	-

Примечание. В числителе – продольные, в знаменателе - поперечные значения прочностных характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов : учебное пособие для вузов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. М. : Металлургия, 1986. 312 с.
2. Гольдштейн М. И. Специальные стали : учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. М. : МИСИС, 1999. 408 с.
3. Лахтин Ю. М. Материаловедение : учебник для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. М. : Машиностроение, 1990. 528 с.
4. Материаловедение и технология металлов / под. ред. Г. П. Фетисова, М. Г. Карпмана, В. М. Матюнина [и др.]. М. : Высшая школа, 2002. 638 с.
5. Методы исследования материалов / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов, А. О. Токарев, В. И. Синдеев. М. : Мир, 2004. 384 с.
6. Новиков И. И. Металловедение, термообработка и рентгенография : учебник для вузов / И. И. Новиков, Г. Б. Строганов, А. И. Новиков. М. : МИСИС, 1994. 480 с.
7. Новиков И. И. Металловедение : учебник. В 2 т. Т.1/ И. М. Новиков, В. С. Золотаревский, В. К. Портной [и др.]. М. : Издательский Дом МИСиС. 2009. 496 с.
8. Новиков И. И. Металловедение : учебник. В 2 т. Т.2 / И. М. Новиков, В. С. Золотаревский, В. К. Портной [и др.]. М. : Издательский Дом МИСиС. 2009. 528 с.
9. Смирнов М. А. Основы термической обработки стали: учебное пособие для вузов / М. А. Смирнов, В. М. Счастливцев, Л. Г. Журавлев. Екатеринбург : УрО РАН, 1999. 495 с.
10. Солнцев Ю. П. Материаловедение : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. СПб. : ХИМИЗДАТ, 2007. 784 с.
11. Физическое металловедение : учебник для вузов / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, А. А. Богатсв, В. П. Швейкин. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. 548 с.

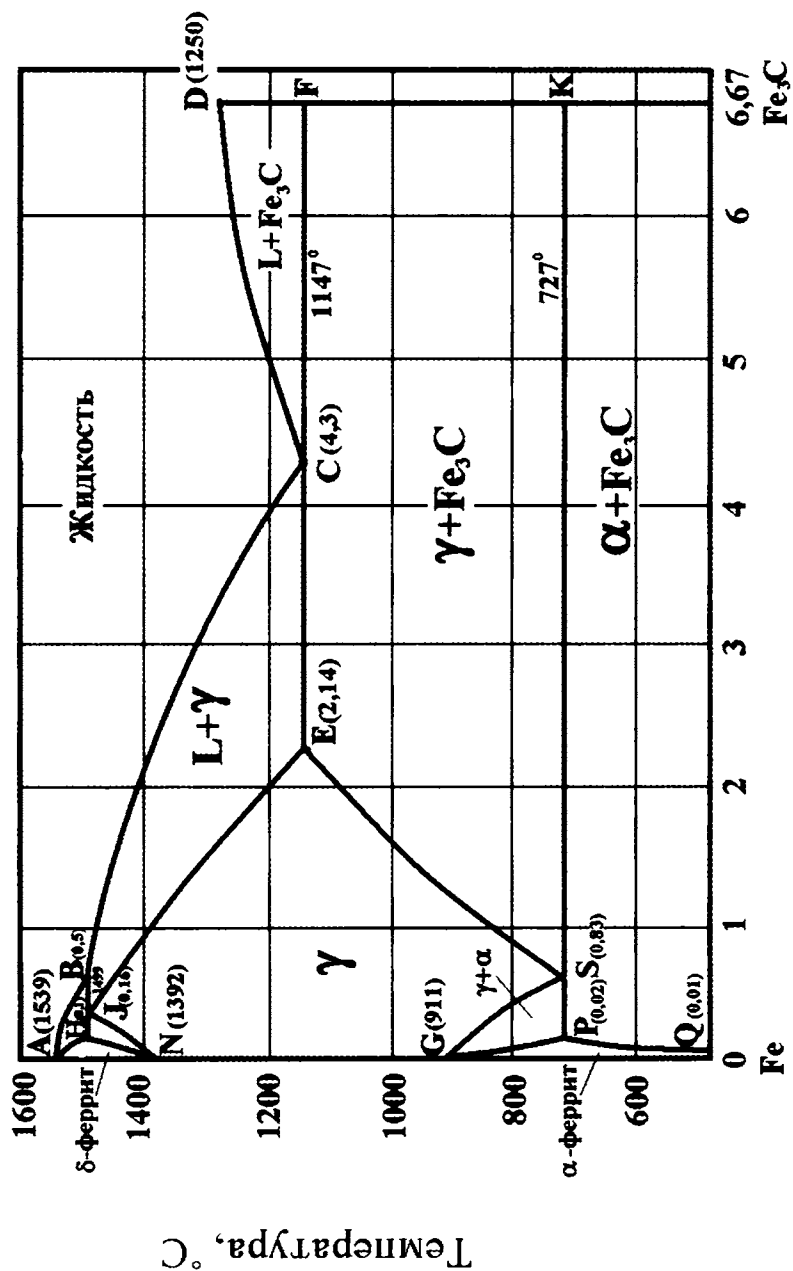


Диаграмма состояния системы железо – углерод

Для заметок

Для заметок

Для заметок

Учебное издание

Мальцева Людмила Алексеевна

Гервасьев Михаил Антонович

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор *Н. П. Кубыщенко*

Компьютерная верстка *Л. А. Мальцевой, Е. В. Суховой*

Подписано в печать 20.04.2012. Формат 60×84 1/16.
Бумага типографская. Цифровая печать. Усл. печ. л. 19,99.
Уч.-изд. л. 19,1. Тираж 100 экз. Заказ 1505.

Редакционно-издательский отдел УрФУ
620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19
E-mail: rio@ustu.ru

Отпечатано в типографии Издательско-полиграфического центра УрФУ
620000, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: +7 (343) 350-56-64, 350-90-13
Факс: +7 (343) 358-93-06
E-mail: press.info@usu.ru